

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À
L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

COMME EXIGENCE PARTIELLE
À L'OBTENTION DE LA
MAÎTRISE EN GÉNIE MÉCANIQUE
M. Ing.

PAR
Mathieu PAQUIN

ESSAIS DE FISSURATION À FROID APPLIQUÉS AUX MÉTAUX D'APPORT
INOXYDABLES MARTENSITIQUES 410NIMO

MONTREAL, LE 24 FÉVRIER 2014



Mathieu PAQUIN, 2013



Cette licence [Creative Commons](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/) signifie qu'il est permis de diffuser, d'imprimer ou de sauvegarder sur un autre support une partie ou la totalité de cette œuvre à condition de mentionner l'auteur, que ces utilisations soient faites à des fins non commerciales et que le contenu de l'œuvre n'ait pas été modifié.

PRÉSENTATION DU JURY
CE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ
PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Philippe Bocher, directeur de mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Yves Verreman, codirecteur de mémoire
Département de génie mécanique à l'école Polytechnique de Montréal

M. Mohammad Jahazi, président du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Denis Thibault, membre du jury
Institut de Recherche d'Hydro-Québec (IREQ)

M. Patrick Gougeon, examinateur externe
Conseil National de Recherche Canada

IL A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 25 NOVEMBRE 2013

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

REMERCIEMENTS

Je voudrais d'abord remercier mon directeur de recherche, Philippe Bocher pour sa confiance, son soutien et les opportunités qu'il m'a offerts. Je voudrais aussi remercier Denis Thibault, pour le partage de ses connaissances en et pour le soutien qu'il m'a offert tout au long de ma recherche. J'aimerais aussi remercier Yves Verreman, codirecteur de mémoire, pour ses précieux conseils.

Je remercie les gens de l'IREQ pour toute l'aide qu'ils m'ont apportée. Jean-Benoît Lévesque a grandement contribué à ma compréhension et au travail qui a été fait dans cette étude au niveau des contraintes résiduelles et les conseils d'Alexandre Lapointe dans le domaine de la métallographie ont été grandement appréciés. De plus, je voudrais remercier René Dubois et Yvan Laroche qui m'ont supporté tant au niveau technique qu'au niveau matériel tout au long de ma maîtrise.

Je voudrais aussi remercier Louis Mathieu de chez Alstom pour ses suggestions sur de nombreuses pistes de recherche.

Finalement, je voudrais remercier l'IREQ et l'ETS de m'avoir permis d'utiliser leurs installations afin de pouvoir réaliser cette étude.

Bien sûr, je ne voudrais pas passer sous silence le soutien et les encouragements que ma famille et mes proches m'ont offerts tout au long de mes études.

ESSAIS DE FISSURATION À FROID APPLIQUÉS AUX MÉTAUX D'APPORT INOXYDABLES MARTENSITIQUES 410NiMo

Mathieu PAQUIN

RÉSUMÉ

Les aciers inoxydables martensitiques représentent, depuis quelques années, un matériau de choix pour la fabrication de pièces mécaniques, notamment les turbines hydroélectriques. Le développement de ces alliages, notamment de type 13%Cr-4%Ni, a mené à l'élaboration de nuances à très bas taux de carbone, leur conférant une bonne soudabilité.

L'assemblage de ces pièces, fait par soudage autogène, demande l'utilisation de produits d'apports d'aciers inoxydables martensitiques à basse température de transformation de phase tels que le 410NiMo. Ces produits sont aussi utilisés pour l'assemblage par soudage hétérogène de pièces d'aciers sensibles à la fissuration à froid. La transformation de l'austénite en martensite se produisant à basse température, les contraintes résiduelles apparaissant suite à l'opération de soudage monopasse sont différentes de celles normalement retrouvées lors du soudage des aciers et réduisent les risques de fissuration. Par contre, l'expérience industrielle montre qu'en situation de soudage multipasses, les risques de fissuration à froid sont tout de même présents.

Ce projet avait pour but la détermination d'un essai de fissuration permettant d'évaluer la sensibilité à la fissuration à froid des produits d'apports inoxydables de type 410NiMo en fonction du mode opératoire de soudage, en situation de soudage autogène.

La littérature contient beaucoup d'informations concernant le phénomène de fissuration à froid. Pour que ce phénomène se produise, trois conditions doivent être présentes simultanément. Ces conditions sont : une microstructure fragile, un taux d'hydrogène diffusible élevé et des contraintes résiduelles importantes. Or, il semble que malgré le faible taux massique de carbone (0.022%C) et du faible taux d'hydrogène diffusible (< 3 ml/100g) du produit d'apport, les risques de fissuration à froid restent présents lors de dépôts multipasses.

L'utilisation d'essais de fissuration a été nécessaire afin d'évaluer la sensibilité à la fissuration de l'acier inoxydable martensitique. En préambule, des essais Tekken et GBOP ont été faits afin de déterminer celui permettant d'obtenir les résultats les plus représentatifs de la réalité industrielle. Ensuite, ils ont été modifiés afin d'inverser la contrainte de compression dans le cordon d'essai en tension par l'ajout d'une deuxième soudure. Cette inversion se produit lors du soudage multipasses et a été identifié comme étant un facteur important dans l'apparition du phénomène de fissuration. Les résultats issus de ces essais et présentés dans ce document montrent que l'essai Tekken n'est pas adapté aux aciers à basse température de transformation. Il a aussi été démontré que l'essai GBOP avec deux soudures

juxtaposées donnait des résultats qui concordent avec les observations faites en milieu industriel.

La seconde étape du projet consistait à étudier l'essai de fissuration retenu. Des essais d'émission acoustique ont été faits durant le soudage et le refroidissement de l'essai GBOP. Ces essais ont été menés dans le but de détecter le moment où la fissuration de l'éprouvette se produisait et de valider la méthode d'inspection. Cette inspection se fait suite à la séparation de l'éprouvette, par l'observation du faciès de rupture. Habituellement, les zones clivées de ce faciès peuvent être associées au phénomène de fissuration à froid tandis que les zones plus ductiles sont associées à la séparation de l'éprouvette. Grâce à ces essais, il a été possible de valider cette affirmation. Ensuite, la pertinence de l'ajout d'une deuxième soudure a été validée par l'étude des contraintes résiduelles par la méthode des contours. Il a été possible d'observer une zone de tension dans le premier cordon, favorisant la fissuration de l'éprouvette.

Finalement, quelques séries d'essais ont été faites avec différents produits d'apports afin de confirmer que l'utilisation de l'essai GBOP modifié pour les produits d'apport 13%Cr-4%Ni était adéquate. L'étude fractographique de quelques résultats a aussi été faite.

Mots clés : fissuration à froid, essai GBOP, acier inoxydable martensitique, aciers 13%Cr-4%Ni, acier 410NiMo

ESSAIS DE FISSURATION À FROID APPLIQUÉS AUX MÉTAUX D'APPORT INOXYDABLES MARTENSITIQUES 410NiMo

Mathieu PAQUIN

ABSTRACT

Martensitic stainless steels have represented since few years a material of choice for the manufacture of mechanical parts such as hydroelectric turbines. The development of the alloy has led to grades with very low amount of carbon giving them a good weldability.

The assembly of these parts, made by autogenous welding, requires the use of materials with low transformation temperature (LTT) such as 410NiMo. These filler metals are also used for assembly by heterogeneous welding of steel parts susceptible to cold cracking. The transformation of austenite to martensite occurring at low temperature, residual stresses from single-pass welding operation are different from those normally found and reduce the risk of cracking. By cons, industrial experience shows that in situation of multipass welding, the risks of cold cracking are still present.

This project aimed to determine a cracking test for assessing susceptibility to cold cracking of 13%Cr-4%Ni stainless steel according to the welding procedure, in autogenous welding situation.

Literature contains much information about cold cracking phenomena. That phenomena occurs under three conditions. These conditions are: a high diffusible hydrogen level, significant residual stresses and a brittle microstructure. It seems that despite the low mass ratio of carbon (0.022%C) and the low diffusible hydrogen level (< 3 ml/100g) risks of cold cracking remain present during multipass deposits.

Use of cracking tests was necessary to assess the sensitivity to cracking of the martensitic stainless steel. Before the work preliminary tests have been made or tested Tekken GBOP and testing to determine that to obtain the most representative of the industrial reality results. Then they have been modified to reverse the compression stress in the seam test to tension by the addition of a second weld. This inversion occurs in multipass welding and has been targeted as an important factor in the occurrence of cold cracking phenomenon. The results of these tests show that Tekken test is not suitable for LTT testing. It was also demonstrated that GBOP test with two juxtaposed seams configuration gave results consistent with the industrial observations.

The second stage of the project was to study the cracking test selected. Acoustic emission tests were done during welding and cooling of GBOP test. These tests were conducted in order to detect when the cracking of the test occurred and to validate the method of inspection. This inspection is done after separation of the specimen, by observation of the

fracture surface. Usually, cleavage zone on the fracture surface can be associated with cold cracking and dimple zones can be associated with the specimen separation. Through these tests, it was possible to validate this assertion. Then the relevance of the addition of a second weld has been validated by studying the residual stress by the contour method. It was possible to observe an area of the first bead in tension, promoting cracking of the test.

Finally, some test runs were made with various filler metals in order to confirm that the utilization of the modified GBOP test for 13%Cr-4%Ni was adequate. A fractographic study of some sample was also made.

Key words: cold cracking, GBOP test, martensitic stainless steel, 13%Cr-4%Ni steel, 410NiMo steel

TABLE DES MATIÈRES

INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE BIBLIOGRAPHIQUE	3
1.1 Classification des aciers inoxydables.....	3
1.2 Aciers inoxydables martensitiques	3
1.3 Généralités sur les aciers martensitiques	5
1.3.1 Effet du chrome sur la microstructure	6
1.3.2 Effet du nickel sur la microstructure.....	6
1.3.3 Effet du carbone sur la microstructure.....	7
1.3.4 Effet du molybdène sur la microstructure.....	7
1.3.5 Effet du silicium sur la microstructure.....	7
1.3.6 Effet du vanadium sur la microstructure.....	8
1.3.7 Effet du manganèse sur la microstructure.....	8
1.3.8 Effet du cuivre sur la microstructure	8
1.3.9 Effet de l'azote sur la microstructure.....	9
1.4 Transformations à température constante	9
1.4.1 Carbures de chrome	9
1.4.2 Phase sigma.....	10
1.5 Forces agissant sur le mouvement du bain de fusion.....	10
1.6 Transformations au refroidissement	12
1.6.1 Condition hors équilibre dans la zone fondue.....	13
1.6.2 Structure de la zone affectée thermiquement.....	17
1.7 Température de début et de fin de transformation martensitique	19
1.7.1 Taille des grains d'austénite.....	20
1.7.2 Vitesse de refroidissement	21
1.7.3 Contraintes résiduelles	21
1.7.4 Magnétisme.....	22
1.7.5 Pression hydrostatique	22
1.8 Fissuration à froid	23
1.8.1 Fragilisation par l'hydrogène.....	23
1.8.1.1 Solubilité de l'hydrogène.....	23
1.8.1.2 Diffusion de l'hydrogène	25
1.8.1.3 Piégeage de l'hydrogène	27
1.8.1.4 Fragilisation par l'augmentation de la pression interne	28
1.8.1.5 Fragilisation par précipitation d'hydrures.....	28
1.8.1.6 Fragilisation par décohésion / réduction d'énergie de surface	29
1.8.1.7 Fragilisation par l'interaction hydrogène-dislocation.....	29
1.8.2 Susceptibilité de la microstructure à la fissuration à froid.....	29

1.8.3	Contraintes résiduelles	31
1.8.3.1	Déformation thermique	32
1.8.3.2	Contraintes –Expansion / contraction thermique	33
1.8.3.3	Chauffage localisé d’une pièce avec une source ponctuelle fixe	37
1.8.3.4	Contraintes résiduelles en situation de soudage	40
1.8.3.5	Influence de la transformation de phase sur les contraintes résiduelles	41
1.8.3.6	Contraintes résiduelles en fonction de la phase présente dans la région soudée	43
1.8.3.7	Impact du mode opératoire de soudage sur les contraintes résiduelles	44
1.9	Essais de fissuration à froid	46
1.9.1	Essai Tekken	47
1.9.2	Essai GBOP (Gapped Bead-on-Plate)	53
1.10	Synthèse de l’étude bibliographique	55
CHAPITRE 2 MÉTHODOLOGIE		59
2.1.1	Essais préliminaires	59
2.1.2	Matériau de base	60
2.1.3	Matériau d’apport	60
2.1.4	Installation de soudage	62
2.1.5	Détermination de cycles thermiques de référence des soudures d’intérêt	62
2.1.5.1	Modèle numérique	64
2.1.5.2	Ajustement du refroidissement de l’éprouvette GBOP	69
2.1.6	Vérification de la présence de fissures dans une soudure déposée sur un éprouvette GBOP	69
2.1.6.1	Méthode d’inspection des éprouvettes de fissuration	70
2.1.6.2	Validation des résultats par émission acoustique	70
2.1.7	Réalisation des essais	72
2.1.7.1	Mode opératoire de soudage	72
2.1.7.2	Courbe de refroidissement	74
2.2	Essais d’hydrogène diffusible	75
2.3	Mesure des contraintes résiduelles par la méthode des contours	76
2.4	Étude métallographique de la soudure	79
2.4.1	Méthode de polissage et d’attaque	79
2.4.2	Attaque chimique	80
2.4.3	Caractérisation au microscope optique	80
2.4.4	Caractérisation par MEB	81
2.4.5	Caractérisation par spectroscopie par diffraction d’énergie (EDS)	81

CHAPITRE 3 RÉSULTATS DES ESSAIS PRÉLIMINAIRES, DE L'ADAPTATION DE L'ESSAI DE FISSURATION GBOP ET DES OBSERVATIONS MÉTALLOGRAPHIQUES	83
3.1 Résultats des essais de fissuration préliminaires	83
3.1.1 Résultats préliminaires de l'essai Tekken.....	84
3.1.2 Résultats préliminaires de l'essai GBOP	87
3.2 Étude thermique de l'essai GBOP	89
3.2.1 Résultats de la simulation numérique et comparaison des temps de refroidissement du bloc de référence et de l'essai GBOP.....	89
3.2.2 Effet du préchauffage sur les temps de refroidissement des soudures réalisées sur l'éprouvette GBOP.....	91
3.3 Résultats des essais d'émission acoustique.....	93
3.4 Étude des contraintes résiduelles dans l'essai GBOP	94
3.5 Résultats de l'essai d'hydrogène diffusible	96
3.6 Résultats de l'application de l'essai GBOP	97
CHAPITRE 4 ANALYSE DES DÉPÔTS SOUDÉS ET DES RÉSULTATS DE L'ESSAI GBOP.....	102
4.1 Discussion sur les résultats des essais Tekken.....	102
4.2 Discussion et analyse de l'essai GBOP	103
4.2.1 Discussion sur la réalisation de l'essai GBOP	103
4.2.2 Discussion sur l'inspection des éprouvettes GBOP.....	105
4.2.3 Discussion des résultats issus de l'essai GBOP	107
4.3 Effet du produit d'apport sur les risques de fissuration	109
CONCLUSIONS	113
RECOMMANDATIONS	117
ANNEXE I Paramètres de soudage des essais préliminaires	119
ANNEXE II Paramètres de soudage des essais GBOP réalisés pour la recherche du domaine de soudabilité	127
ANNEXE III.....	129

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1	Composition chimique de l'acier UNS S41500 utilisé comme métal de base dans cette étude (% massique).....	60
Tableau 2.2	Composition chimique du métal d'apport (% massique).....	60
Tableau 2.3	Caractéristiques du métal d'apport.....	61
Tableau 2.4	Composition chimique du fil solide Executive et du fil fourré ESAB.....	62
Tableau 2.5	Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation des essais d'hydrogène diffusible	76
Tableau 2.6	Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation des essais GBOP destinés à la réalisation de la méthode des contours	77
Tableau 2.7	Composition chimique des attaques utilisées	80
Tableau 3.1	Présentation de résultats provenant de l'essai GBOP	97
Tableau 3.2	Composition chimique de différents sites du faciès de rupture présenté à la Figure 3.15	98

LISTE DES FIGURES

		Page
Figure 1.1	Diagramme de phase fer-chrome.....	4
Figure 1.2	Forces agissant sur les mouvements du bain de fusion, a) et b) poussée d'Archimède, c) et d) force de Lorentz, e) et f) force de Marangoni, g) et h) cisaillement de la surface du bain par l'arc de soudage. Tirée de (Kou, 2003)	11
Figure 1.3	Solidification par épitaxie, tirée de (Kou, 2003)	13
Figure 1.4	Phénomène de ségrégation lors de la solidification du bain fondu, tirée de (Lippold, 2005).....	14
Figure 1.5	Ferrite eutectoïde (lignes foncées).....	15
Figure 1.6	Influence de l'énergie libre sur les températures de transformation de phase, tirée de (Broffman, 1983).....	16
Figure 1.7	Zone de la ZAT en fonction des températures atteintes lors de l'opération de soudage, reproduit et modifiée de (Thibault, 2010)	18
Figure 1.8	Diagramme CCT pour un acier de type CA6NM. Tirée de (Dowson, 2008)	31
Figure 1.9	Essais dilatométrique sur acier 13%Cr-4%Ni tirée de (Côté, 2007)	32
Figure 1.10	Barreau avec bridage à raideur infinie.....	33
Figure 1.11	Limite d'élasticité et déformation élastoplastique d'un barreau parfaitement bridé, sans transformation de phase, lors du chauffage et du refroidissement. Adaptée de (Michel, 2006)	35
Figure 1.12	Limite d'élasticité et déformation élastoplastique d'un barreau préchauffé, parfaitement bridé, sans transformation de phase. Adaptée de (Michel, 2006).....	36
Figure 1.13	Limite d'élasticité et proposition du comportement élastoplastique d'un barreau non préchauffé, parfaitement bridé, avec transformation de phase à basse température.....	36

Figure 1.14	Chauffe localisée sur une plaque	37
Figure 1.15	Première déformation lors d'une chauffe localisée	38
Figure 1.16	Évolution de la contrainte pour un temps de chauffe plus important	39
Figure 1.17	État final de la contrainte résiduelle dans une tôle épaisse ayant été soumise à une chauffe localisée	39
Figure 1.18	Profil de contraintes typique d'un dépôt de soudage monopasse sur un acier sans transformation allotropique, tirée de (Nitschke-Pagel et Wohlfahrt, 2002)	41
Figure 1.19	Température Ms en fonction de la concentration massique de chrome, tirée de (Lippold, 2005)	44
Figure 1.20	Éprouvette d'essai Tekken tirée de (ISO17642-2, 2005)	49
Figure 1.21	Dépôt sur éprouvette Tekken tirée de (ISO17642-2, 2005)	49
Figure 1.22	Position des coupes pour l'inspection des soudures déposées sur une éprouvette Tekken. Tirée de (International Standard, 2005)	51
Figure 1.23	Essai Tekken instrumenté, unités en mm. Tirée de (Matsuda, 1984)	52
Figure 1.24	Éprouvette GBOP tirée de (American Welding Society, 2007)	54
Figure 2.1	Montage pour acquisition des courbes de refroidissement en situation réelle	63
Figure 2.2	a) Coefficient de convection en fonction de la température, b) Conductivité thermique en fonction de la température c) Capacité thermique en fonction de la température d) Densité en fonction de la température. Tirée de (Viyanit, 2005)	65
Figure 2.3	Modélisation volumique de l'assemblage servant à l'acquisition de courbes de refroidissement typiques	66
Figure 2.4	Maillage de la section de l'assemblage	67

Figure 2.5	Source thermique de type double ellipsoïde définie par Goldak, tirée de (Goldak, 1984)	68
Figure 2.6	Zone clivée sur un faciès de rupture d'un essai GBOP	70
Figure 2.7	Emplacement des capteurs acoustiques	71
Figure 2.8	Planification des essais GBOP	73
Figure 2.9	Position des thermocouples pour l'acquisition des courbes de refroidissement	74
Figure 2.10	Principe de superposition, tirée de (Prime, 2001)	78
Figure 2.11	Position de la coupe EDM pour la méthode des contours	79
Figure 3.1	État de contrainte dans une éprouvette Tekken soudée avec un matériau sans transformation de phase à basse température	84
Figure 3.2	Différentes configurations de l'essai Tekken. a) et b) avec beurrage, c) avec chanfrein en X, d) avec deux passes de soudage.	85
Figure 3.3	Position des coupes pour l'inspection des éprouvettes Tekken	86
Figure 3.4	Différentes configurations de l'essai GBOP a) cordon unique, b) deux cordons rapprochés, c) deux cordons superposés	87
Figure 3.5	Montage pour essai préliminaire sur éprouvette GBOP	88
Figure 3.6	Essai GBOP préliminaire a) à deux passes séparées et b) à deux passes juxtaposées, sans préchauffage	88
Figure 3.7	Courbes de refroidissement provenant du modèle numérique	90
Figure 3.8	Courbes de refroidissement de référence	91
Figure 3.9	Courbes de refroidissement provenant de l'essai GBOP, soudé à 1100 J/mm à partir de différents préchauffages	92
Figure 3.10	Courbe de refroidissement provenant de l'essai GBOP soudé à 1940 J/mm	92

Figure 3.11	Courbes de refroidissement provenant de l'essai GBOP en fonction de l'énergie de soudage pour une préchauffe à 100°C	93
Figure 3.12	Contraintes résiduelles dans l'essai GBOP après la première passe	95
Figure 3.13	Contraintes résiduelles dans l'essai GBOP suite à la deuxième passe	95
Figure 3.14	Plastification de la racine de la soudure durant le refroidissement de l'éprouvette GBOP	96
Figure 3.15	Fractographie de la surface de rupture provenant de l'essai préchauffé à 30°C et soudé à 825 J/mm présentant en a) une inclusion de laitier, b) et d) une cavité entourée de pseudo-clivage, c) une cavité et e) un plan de clivage	98
Figure 3.16	Relation entre le faciès de rupture et la microstructure de l'essai préchauffé à 30°C, a) Forte présence de ferrite, b) et c) hétérogénéités	99
Figure 3.17	Résultats de l'ensemble des essais GBOP réalisés au cours de la phase expérimentale de l'étude	100
Figure 4.1	Contraintes résiduelles transversales d'un chanfrein en V. Tirée de (Thibault et al., 2010)	102
Figure 4.2	Éprouvette d'essai GBOP modifiée afin de pouvoir y déposer plusieurs soudures. Tirée de (Pitrun et Nolan, 2006)	105
Figure 4.3	Faciès de rupture typique retrouvé lors du soudage de l'essai GBOP tirée de www.cnst.org	105
Figure 4.4	Positions typiques d'initiation des fissures lors de la séparation de l'éprouvette	107
Figure 4.5	Surface de rupture provenant d'une éprouvette soudée avec le produit Hobart Brothers à 1940 J/mm avec un préchauffage à 200°C	108

Figure 4.6	Exemples d'hétérogénéités retrouvées dans la zone fondue des soudures faites avec le produit d'apport Hobart Brothers : a) inclusion de chrome, b) hétérogénéité retrouvée sur une coupe longitudinale, c) et d) hétérogénéités retrouvées sur des coupes transversales 110
------------	---

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

13-4	Acier inoxydable contenant 13% de chrome, 4% de nickel et 0.5% de molybdène
EDS	Electron Diffraction Spectroscopy
EDM	Electrical discharged machining
FCAW	Flux-Core Arc Welding
GBOP	Gapped Bead-on-Plate
GMAW	Gaz Métal Arc Welding
HLE	Haute Limite d'Élasticité
MEB	Microscope électronique à balayage
Tr ₈₀₀₋₅₀₀	Temps de refroidissement entre 800°C et 500°C
Tr ₃₀₀₋₁₀₀	Temps de refroidissement entre 300°C et 100°C
ZAT	Zone Affectée Thermiquement

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

A	Austénite
A_s	Température de début de transformation austénitique (réchauffage)
α	Coefficient de dilation
$\bar{\alpha}$	Coefficient de dilation moyen
a et b	Constantes déterminées expérimentalement, propres à l'acier considéré. Représente aussi respectivement la profondeur et la largeur du bain de fusion dans les équations de Goldak
c	Rayon entre le centre de la source thermique et la zone de liaison dans les équations de Goldak
C	Concentration ponctuelle en hydrogène
\bar{C}	Concentration moyenne en hydrogène
C_0	Concentration moyenne initiale en hydrogène
D	Coefficient de diffusion [m^2/s]
F_e	Ferrite eutectoïde
F_p	Ferrite primaire
f	Fraction volumique de la martensite
G^a	Énergie libre de l'austénite
G^m	Énergie libre de la martensite
ΔG	Variation de l'énergie libre
H	Hauteur minimale du dépôt
H_c	Hauteur de la fissure en racine
ΔH_m	Enthalpie de migration
k	Constante de Boltzmann, $k = 1,3806488 \times 10^{-23} \text{ m}^2\text{kg}\cdot\text{s}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$
m	Taux géométrique des grains de martensite
M_f	Température de fin de transformation martensitique (refroidissement)
MPa	Méga Pascal
M_s	Température de début de transformation martensitique (refroidissement)

XXVIII

M_S^o	Température fondamentale de transformation martensitique lorsque le grain d'austénite est infiniment gros.
P	Pression
pH ₂	Pression partielle de l'hydrogène en atm (atmosphère)
q	Constante empirique
R _e	Limite d'élasticité
t	Temps
T	Température
T ₀	Température d'équilibre
T ₁	Température maximale atteinte
TAF	Taux de fissuration
T _c	Température critique
V_y	Volume moyen des grains d'austénite
X	Distance moyenne de diffusion
ε	Élongation
σ_f	Contrainte résiduelle finale
σ_r	Contraintes résiduelles

INTRODUCTION

Le soudage est une méthode d'assemblage complexe qui est encore mal comprise. C'est pourquoi l'utilisation de relations et de méthodes empiriques est souvent nécessaire afin de prédire ou de comprendre des phénomènes générés par l'opération de soudage. Une de ces méthodes est l'utilisation d'essai de soudabilité. Cette étude s'attarde au soudage des aciers inoxydables martensitiques 13%Cr-4%Ni à bas carbone. De par leur microstructure, ces alliages sont sensibles au phénomène de fissuration à froid. Les essais de soudabilité permettent, entre autres, d'évaluer les risques liés à ce phénomène, en fonction d'un mode opératoire de soudage.

Dans le cas des aciers à basse température de transformation de phase tels que les aciers inoxydables martensitiques, l'essai Tekken est l'essai de prédilection. Cependant, les résultats présentés dans la littérature ne correspondent pas à ce qui est observé industriellement. Il était donc intéressant de comparer les résultats obtenus à partir de l'essai Tekken avec ceux obtenus à partir d'un autre test.

Pour être en mesure de choisir l'essai de fissuration adéquat, il fallait d'abord comprendre la métallurgie derrière le soudage des aciers 13%Cr-4%Ni. La revue bibliographique présentée au chapitre 1 est une introduction à la métallurgie du soudage des aciers inoxydables martensitiques et du phénomène de fissuration à froid. Le chapitre 2 présente le plan expérimental qui a permis de comparer l'essai Tekken à l'essai GBOP. Il décrit aussi comment les essais ont été modifiés afin d'augmenter leur sévérité. Le troisième chapitre synthétise les résultats expérimentaux afin d'introduire la discussion du chapitre 4. Cette discussion met en lumière l'efficacité de l'essai GBOP et propose certaines améliorations à apporter à l'essai. Une brève analyse métallographique et fractographique est aussi présentée.

Problématique

L'utilisation d'un métal d'apport de type 410NiMo lors du soudage des aciers 13%Cr-4%Ni permet, en soudage monopasse, de réaliser des dépôts de soudure ayant des contraintes résiduelles de compression. Cependant, en soudage multipasses, les contraintes de compression sont inversées lors du soudage des passes subséquentes, créant ainsi des risques de fissuration à froid. Les observations industrielles révèlent que lorsque la température de préchauffage des turbines est inférieure à 100°C, des fissures transversales aux joints soudés apparaissent. De plus, il semble que ces fissures ne se propagent pas dans le métal de base.

La présence simultanée de trois variables forme la source de la fissuration à froid. En éliminant une seule de ces variables, il est généralement possible d'enrayer ce défaut. Ces variables sont les contraintes résiduelles élevées, une structure fragile et la présence d'hydrogène diffusible.

Limitation

Cette étude traite seulement du développement de l'essai de fissuration. Par manque d'appuis statistiques, les résultats des essais ne peuvent pas être utilisés pour expliquer les mécanismes de fissuration dans les aciers inoxydables martensitiques.

Hypothèse sur la source des problèmes de fissuration

On sait que les contraintes résiduelles développées lors du soudage des aciers inoxydables martensitiques sont grandement influencées par la transformation de l'austénite en martensite, puisque cette transformation se produit à faible température. Généralement, ce phénomène a pour effet de réduire les contraintes résiduelles et même de les transformer en contraintes de compression. Or, lors du soudage multipasses, il a été démontré que ces contraintes de compression ne sont présentes que dans le dernier cordon tandis que des contraintes longitudinales de tension (parfois très élevées) sont présentes dans les cordons antérieurs (Thibault, 2010). Ces zones de grandes tensions pourraient grandement favoriser l'apparition de fissures.

CHAPITRE 1

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

Ce chapitre présente d'abord, de façon générale, les aciers inoxydables martensitiques. Ensuite, les transformations métallurgiques qui ont lieu lors du refroidissement et qui mènent à une microstructure fragile sont expliquées. Ce chapitre contient aussi de la théorie sur le phénomène de fragilisation par hydrogène et sur la formation des contraintes résiduelles. Finalement, une revue des normes AWS et ISO sur les essais de fissuration Tekken et GBOP est présentée.

1.1 Classification des aciers inoxydables

Selon l'IIW (International Institute of Welding), un acier est considéré inoxydable s'il répond à ces trois critères (IIW, 2006) :

- Le fer est l'élément majoritaire;
- Le taux massique de carbone est maintenu sous la valeur de 1,2%;
- Le taux massique minimal de chrome contenu dans l'acier est de 10,5%.

Toutefois, concernant ce dernier critère, l'Institut de Soudure en France, considère qu'une valeur minimale de 12% de chrome devrait plutôt être utilisée afin de pouvoir former une couche passive (Cr_2O_3) assez forte pour protéger l'acier de la corrosion. Cette couche se forme de façon naturelle et peut être renforcée à l'aide d'une attaque à l'acide nitrique appelée traitement de passivation.

1.2 Aciers inoxydables martensitiques

Ces aciers sont obtenus par trempe à l'air pour obtenir une structure complètement martensitique à température ambiante. Pour que ce traitement thermique soit efficace, il est

essentiel que l'acier soit complètement austénitisé à haute température. Comme dans ces aciers, l'ajout de chrome promeut la formation et la stabilisation de la ferrite, des éléments gammagènes tels que le carbone, le manganèse ou le nickel doivent être ajoutés à l'acier. Ces éléments ont pour effet d'augmenter la boucle austénitique du diagramme fer-chrome (Figure 1.1) et ainsi de transformer la ferrite, apparue à la solidification du bain de fusion, en austénite. Toutefois, leur quantité doit être suffisamment faible pour que l'austénite formée soit instable à basse température et puisse se transformer en martensite.

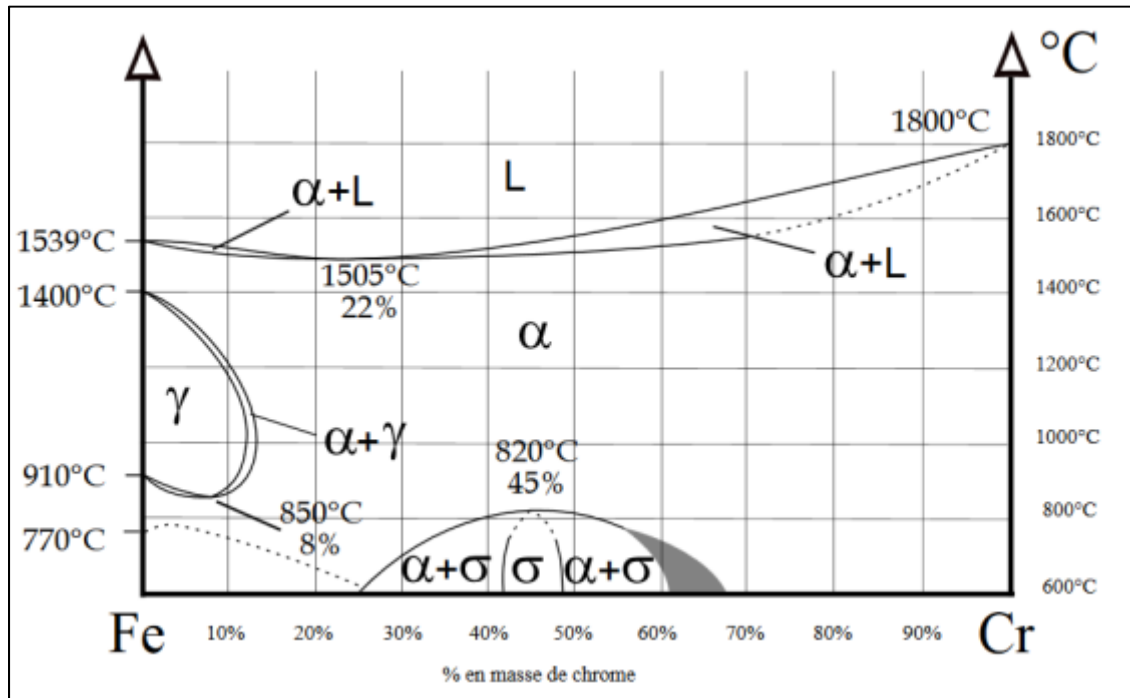


Figure 1.1 Diagramme de phase fer-chrome

Une faible quantité d'éléments gammagènes ne permet pas la transformation complète, durant le refroidissement, de la ferrite en austénite. Cette ferrite reste donc présente dans la microstructure à la température ambiante. À l'opposé, une quantité plus importante de ces éléments permet d'avoir de l'austénite résiduelle. En plus de modifier la microstructure, la composition chimique de l'alliage influence la température de transformation martensitique.

Ce sujet sera abordé à la section 1.7, car la modification de la température de transformation a une influence sur le profil final des contraintes résiduelles.

La dureté de ces aciers est directement liée au taux de carbone. Afin de diminuer la fragilité de la martensite, de faibles taux de carbone sont utilisés (0,02% pour le 410NiMo utilisé dans cette étude). La concentration de l'élément peut être ajustée directement lors de la coulée ou par des éléments carburigènes tels que le titane, le niobium ou l'aluminium. Ces éléments ont tendance à former des carbures stables à haute température limitant ainsi le carbone dans l'austénite. La réduction du carbone permet de prévenir la formation de carbures de chrome qui réduisent l'inoxidabilité de l'acier en appauvrissant localement la microstructure en chrome (essentiellement aux joints de grain). Le molybdène permet à l'alliage de garder de bonnes propriétés mécaniques, principalement au niveau de la résistance à la traction à haute température et du fluage.

Ces aciers sont généralement utilisés pour leurs bonnes propriétés mécaniques à température ambiante et pour leur résistance à la corrosion. Ils sont livrés à l'état trempé-revenu afin de rendre la martensite douce. Comme tous les aciers inoxydables, ils sont sensibles au phénomène de sur-revenu qui est la fragilisation de l'acier par la formation excessive de carbures de chrome aux joints de grains.

1.3 Généralités sur les aciers martensitiques

Le terme « supermartensitique » est attribué à un acier inoxydable martensitique ayant suffisamment d'éléments d'alliages pour permettre la réduction du taux de carbone sans diminuer la limite d'élasticité. Ainsi, dans le cas du 410NiMo, l'ajout de nickel et de molybdène permet de réduire le taux de carbone à 0,02% tout en ayant des propriétés mécaniques semblables au 410 (Kotecki, 2006). Cette réduction améliore la soudabilité de l'acier.

Pour comprendre la métallurgie de ce matériau, il est essentiel de connaître l'effet de chacun des éléments d'alliages sur la microstructure. Ces effets sont présentés dans les paragraphes suivants. Ces informations sont tirées de (Lippold, 2005).

1.3.1 Effet du chrome sur la microstructure

Élément alphagène, le chrome favorise la formation et la stabilité de la ferrite. Une concentration minimale de 10,5% permet de rendre un acier « inoxydable » par la formation d'une couche de passivation (Cr_2O_3). Cette couche se forme de façon naturelle ou par un traitement de passivation et servira à protéger l'acier de la corrosion.

1.3.2 Effet du nickel sur la microstructure

Le nickel est un élément important lors de l'élaboration d'un acier supermartensitique. L'ajout de cet élément permet d'augmenter le taux de chrome sans faire disparaître la phase austénitique (permettant ainsi d'augmenter la résistance à la corrosion). Ce besoin vient du fait que la transformation austénitique est essentielle à la formation de martensite et à l'élimination de la ferrite. De plus, le nickel, en stabilisant l'austénite, influence grandement les températures M_s et A_s . Ainsi, une augmentation du nickel génère une réduction de ces températures.

Par contre, l'ajout de nickel diminue la solubilité du carbone dans la ferrite et ainsi contribue à la formation de carbures de chrome générant un appauvrissement de la structure en carbone (et en chrome). Ces carbures provoquent un adoucissement de la microstructure et diminuent de façon importante l'inoxidabilité de l'alliage.

De plus, le nickel, peu soluble dans la martensite, diffuse vers l'austénite dans la plage de température où l'acier a une structure biphasée. L'enrichissement provoqué par cette

diffusion a pour conséquence la stabilisation thermique de cette austénite créant ainsi de l'austénite résiduelle (ou de réversion dans le cas des traitements thermiques).

1.3.3 Effet du carbone sur la microstructure

Le carbone est aussi un élément gammagène. Donc les conséquences de l'ajout de cet élément dans un acier inoxydable sont semblables à celles obtenues par l'ajout de nickel ou de manganèse : augmentation de la boucle austénitique et réduction de M_s . Cependant, la dureté de la martensite à température ambiante est directement liée à la concentration de carbone. Donc lors de l'élaboration d'acier martensitique, afin de préserver une bonne soudabilité et une bonne résilience, il est essentiel de maintenir le taux de carbone aussi bas que possible en ajoutant d'autres éléments gammagènes. De plus, en gardant le taux de carbone bas, il est possible de limiter la formation de carbures de chrome. Ainsi, l'appauvrissement de la structure en chrome est contrôlé et la résistance à la corrosion de l'acier est préservée.

1.3.4 Effet du molybdène sur la microstructure

Comme le chrome, le molybdène est un élément alphagène favorisant la formation de la ferrite δ . Son utilisation tend à réduire la boucle austénitique du diagramme fer-chrome augmentant ainsi la température A_s . Son rôle principal est d'augmenter les propriétés mécaniques de l'alliage par la formation de carbures, provoquant un durcissement par précipitation.

1.3.5 Effet du silicium sur la microstructure

Grâce à l'affinité que cet élément possède avec l'oxygène, il est utilisé dans le but de «calmer» l'acier. Cependant, son utilisation doit être contrôlée, puisque dans un acier

inoxydable, une concentration de seulement 6,5% de silicium est suffisante pour éliminer la boucle austénitique (contrairement à 15% pour le chrome (Roguin, 2009)).

1.3.6 Effet du vanadium sur la microstructure

Le vanadium a comme particularité de former des carbures stables retirant ainsi le carbone de la matrice. De plus, il permet d'améliorer la ductilité et la résistance d'un matériau et agit sur la structure en permettant de raffiner les grains.

1.3.7 Effet du manganèse sur la microstructure

Le manganèse, comme le nickel, favorise la formation de l'austénite en augmentant la boucle austénitique du diagramme fer-chrome. Ainsi, l'ajout de cet élément modifie les températures M_s et A_s et ce, à un moindre coût par rapport au nickel. Cependant, le pouvoir gammagène de l'élément est moins important que celui du nickel et une plus grande quantité est nécessaire afin d'obtenir le même effet. De plus, le manganèse risque de former des sulfures (MnS). Ces sulfures, généralement ronds, sont aplatis lors du laminage du métal de base (dans la situation présente, le S41500) créant des problèmes d'arrachement lamellaire surtout lors d'assemblages en angle.

1.3.8 Effet du cuivre sur la microstructure

Le cuivre est aussi gammagène, donc agit sur l'austénite de la même manière que les autres éléments gammagènes. Il contribue aussi à la résistance du matériau face à la corrosion et permet l'augmentation des propriétés mécaniques par la formation de précipités.

1.3.9 Effet de l'azote sur la microstructure

Les effets de cet élément sur la formation d'austénite sont sensiblement les mêmes que le carbone. Cependant, en trop grande quantité, il favorise le vieillissement et la fragilisation d'un acier. En contrepartie, il permet de stabiliser l'austénite et de réduire la quantité de ferrite présente dans le cordon de soudure à température ambiante.

1.4 Transformations à température constante

1.4.1 Carbures de chrome

Dans la fourchette de température où la structure de l'acier est austénitique, la précipitation intergranulaire de carbures de chrome est possible. Ce phénomène, activé par diffusion, apparaît lorsque la température de l'acier est entre 500°C à 850°C. La précipitation de ce carbure a comme principale conséquence de générer un appauvrissement des grains en chrome, dû à la composition du précipité (Cr_{23}C_6), diminuant ainsi la résistance à la corrosion de la région soudée. Un autre point négatif est que les carbures de chrome sont des précipités très durs qui ségrègent aux joints de grains, augmentant par le fait même la fragilité de la microstructure. De plus, la formation de carbures a non seulement un impact sur le caractère inoxydable de l'acier, mais elle provoque aussi un appauvrissement de la matrice en carbone et elle hausse la température de transformation martensitique M_s . Ce dernier point aura une influence sur les contraintes résiduelles et sera abordé plus en détail à la section 1.8.3.5.

La précipitation de ces carbures sera plus importante si le taux massique de carbone est supérieure à 0,05%. En dessous de cette concentration, le temps de séjour à haute température nécessaire à la formation de carbures devient trop important et donc, les risques de les voir apparaître diminuent. Ce temps de séjour est important puisque le processus de précipitation est diffusionnel.

Trois moyens existent afin de réduire la formation de ces carbures, soit :

- Diminuer le carbone sous la valeur de 0,05% (ce qui est le cas dans le métal d'apport utilisé dans cette étude).
- Utiliser des éléments stabilisants tels que le niobium et le titane, qui possèdent une plus grande affinité avec le carbone que le chrome et qui vont précipiter avant. Cependant, il faut tenir compte du fait qu'en soudage GMAW, le titane se transfère mal dans l'arc du fait qu'il a tendance à former des oxydes avec l'oxygène du gaz de protection.
- Utiliser des gaz de protection avec peu, ou sans CO₂ afin d'éviter l'enrichissement en carbone de la région soudée (carbone provenant de l'ionisation du gaz dans l'arc).

En contrepartie, la précipitation de carbures n'a pas que des inconvénients. En effet, elle permet de réduire la quantité de carbone dans la matrice diminuant ainsi la dureté de la martensite à température ambiante.

1.4.2 Phase sigma

Si le taux massique de chrome dépasse 20%, la formation de la phase σ , phase fragile, peut se produire. Cet élément intermétallique tétragonale précipite aux joints de grain durant des séjours relativement longs à haute température (entre 550°C et 820°C). Cette situation est à proscrire puisqu'elle risque de provoquer une chute de résilience de l'alliage. Les alliages martensitiques ne sont pas sensibles à la formation de cette phase puisque le taux de chrome est relativement bas.

1.5 Forces agissant sur le mouvement du bain de fusion

Des forces agissent sur le bain de fusion. Ces forces créent des mouvements rotatifs soit pénétrants, soit mouillants. La force de Lorentz et la poussée d'Archimède agissent sur la pénétration du bain de fusion. La poussée d'Archimède est créée par la différence de densité

du métal fondu selon la position dans le bain fondu. Cette différence de densité vient du gradient de température dans le bain de fusion. Les parties les plus froides sont plus lourdes et veulent descendre dans le bain de fusion tandis que les zones plus chaudes sont plus légères et veulent remonter à la surface du bain générant un effet de rotation. Ayant un effet similaire, la force de Lorentz provient des champs magnétiques générés par le courant électrique traversant le bain de fusion lors du soudage à l'arc. La direction de la force varie en fonction de la polarité de soudage. En polarité positive (celle utilisée en soudage FCAW), la force appliquée sur le bain de fusion correspond à celle présentée à la Figure 1.2c. Elle a pour effet de pousser le liquide de la zone centrale du bain vers le bas ce qui lui confère un effet pénétrant. À l'opposé, un courant de soudage négatif a un effet mouillant en poussant le liquide vers la zone de liaison.

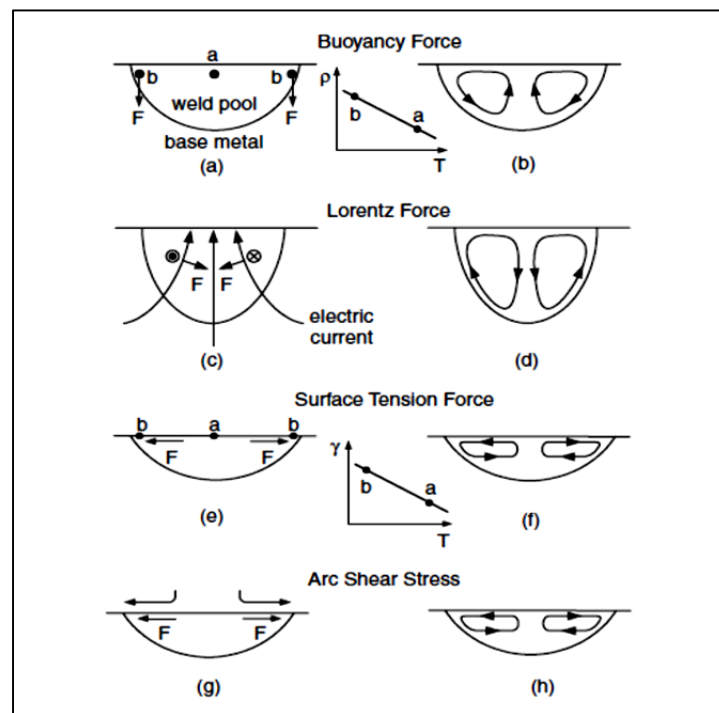


Figure 1.2 Forces agissant sur les mouvements du bain de fusion, a) et b) poussée d'Archimède, c) et d) force de Lorentz, e) et f) force de Marangoni, g) et h) cisaillement de la surface du bain par l'arc de soudage. Tirée de (Kou, 2003)

Les forces agissant sur la mouillabilité du bain de fusion sont la force de Marangoni et le cisaillement de la surface fondue par l'arc. La force de Marangoni correspond à la variation de la tension de surface du liquide en fonction de sa position (et donc de sa température) dans le bain fondu. Le métal fondu au centre du bain, plus chaud, possède une tension de surface plus faible et est poussé vers l'extérieur de la zone de fusion. Le cisaillement de l'arc a un effet similaire et pousse le liquide central vers la zone de liaison.

Ces forces modifient la forme du bain de fusion, mais agissent aussi sur le mélange des différents éléments d'alliages contenus dans le bain. Elles assurent l'homogénéisation du matériau dans la zone fondue.

1.6 Transformations au refroidissement

Les transformations métallurgiques d'un acier dépendent grandement de la vitesse de refroidissement. Dans un cas idéal où le refroidissement est lent et uniforme, ces transformations sont complètes et peuvent être prédites à l'aide des diagrammes de phases. Cet état est dit d'équilibre. Cet état d'équilibre est relatif. Par exemple dans le cas des aciers inoxydables martensitiques, lors de la trempe, un refroidissement à l'air reste encore trop rapide pour obtenir la structure ferritique qui représente la structure d'équilibre.

En contrepartie, lors du soudage, les cycles thermiques sont très rapides (de l'ordre de plusieurs dizaines de degrés par seconde). Dû aux conditions hors équilibre, les diagrammes de phases ne conviennent plus à l'étude des changements métallurgiques. Il est préférable, dans de telles situations, d'utiliser les diagrammes TRCS (Température en Refroidissement Continu en Soudage) ou CCT (Continuous Cooling Transformation). Ils permettent d'avoir une meilleure idée de la structure obtenue en fonction d'un temps de refroidissement. Dans certains cas, ils permettent même d'évaluer les duretés pouvant être obtenues.

1.6.1 Condition hors équilibre dans la zone fondue

La microstructure générale de la zone fondue est composée principalement de martensite, mais aussi d'un peu de ferrite δ stabilisée lors de la solidification à cause d'un enrichissement en chrome et en molybdène (Lippold, 2005). Des traces d'austénite peuvent être trouvées, mais généralement cette phase est présente seulement dans la ZAT et dans le métal de base.

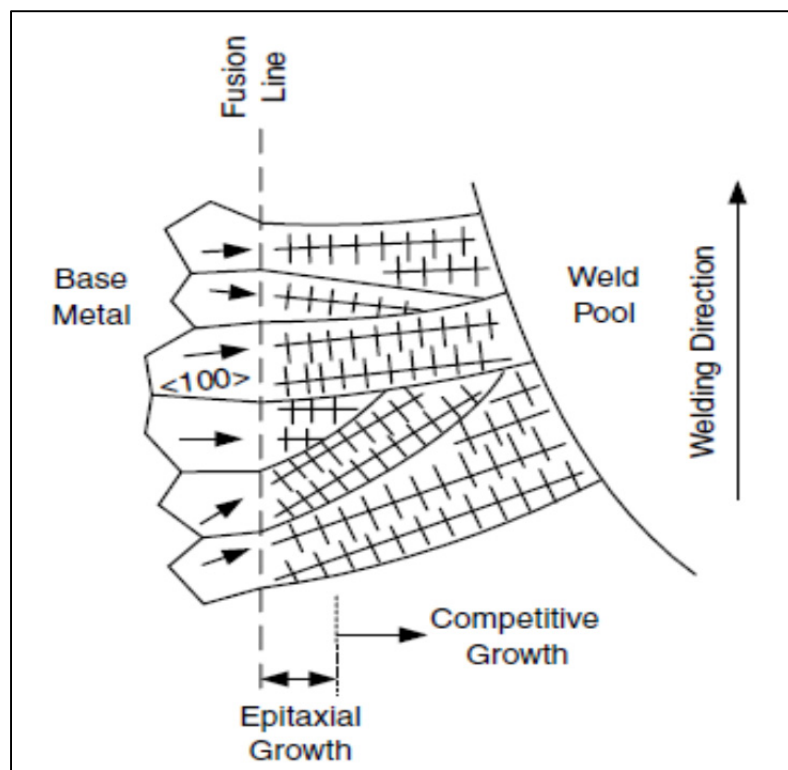


Figure 1.3 Solidification par épitaxie, tirée de (Kou, 2003)

La présence de phases autres que la martensite est causée par la situation hors équilibre attribuable aux cycles thermiques rapides que l'on retrouve lors de l'opération de soudage. Lors du soudage d'un acier martensitique (acier riche en éléments alphagènes) la phase de solidification est la ferrite δ . En général, elle se solidifie sous forme dendritique ou cellulaire, par épitaxie (Figure 1.3), pour former de la ferrite vermiculaire ou en lattes. La solidification

dendritique est favorisée par des vitesses de solidification rapides qui réduisent l'effet de la surfusion et qui augmentent donc la ségrégation d'éléments, comme le chrome, de la phase solide à la phase liquide. Cette ségrégation fait en sorte de stabiliser une phase riche (ferrite) en chrome dans les sites interdendritiques (Kou, 2003). Si la ségrégation est trop importante, des grains de ferrite primaire seront aussi présents dans la matrice à température ambiante (Mcguire, 2008). La Figure 1.4 montre les différentes phases qui apparaissent durant la solidification. Elle montre la ségrégation d'éléments alphagènes derrière le front de solidification (le front de solidification est à gauche sur la photo). La Figure 1.5 quant à elle montre un exemple de ferrite δ aux joints de grains martensitiques.

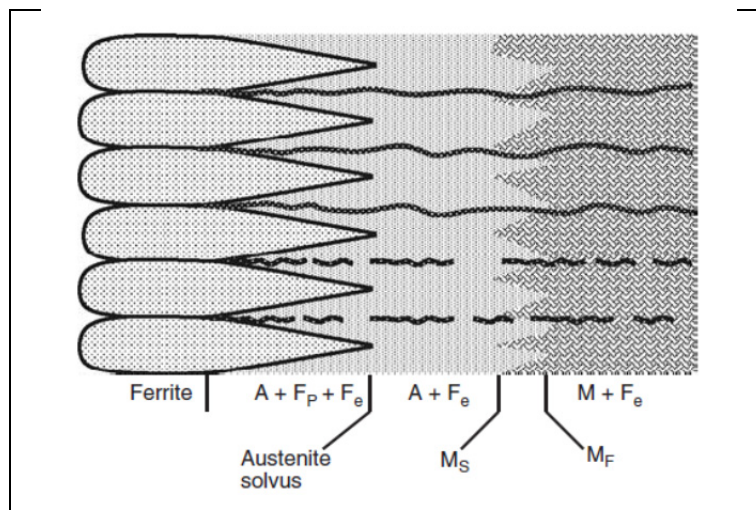


Figure 1.4 Phénomène de ségrégation lors de la solidification du bain fondu, tirée de (Lippold, 2005)

La solidification du bain de fusion peut être décrite de la façon suivante : la ferrite prend d'abord forme aux joints de grains, devenus ferritiques, en zone de liaison (zone du métal de base n'ayant pas fondue, mais qui monte assez en température pour être totalement ferritique). Les grains grossissent par épitaxie, de l'extérieur du bain de fusion vers le centre en suivant le gradient de température. La germination par épitaxie se produit à cause de la minimisation de l'énergie libre. Puisque le contact liquide/solide est parfait à la zone de

liaison, les cristaux peuvent germer sans avoir à dépasser une barrière énergétique existante lorsque ces cristaux ne possèdent pas de support (Kou, 2003).



Figure 1.5 Ferrite eutectoïde (lignes foncées)
située aux joints de grain dans la zone fondue d'un dépôt

Comme mentionné plus haut, la phase ferritique est la première à se former, suivie de la phase austénitique, dans les espaces interdendritiques, car plus riche en éléments gammagènes (dont le nickel). C'est à environ 1100°C que la structure devient presque entièrement austénitique. L'austénite, qui a germé aux joints de grains de ferrite, grossit à l'intérieur du grain de ferrite selon une structure de Widmanstätten (Suutala et al., 1980).

La taille de la boucle austénitique dans le diagramme de phase influencera la quantité de ferrite présente à température ambiante. Une quantité importante d'éléments gammagènes (nickel, manganèse, carbone...) grossira la boucle austénitique permettant ainsi de transformer plus de ferrite en austénite.

Cette transformation de phase entraîne une augmentation du volume. Cependant, comme il a été démontré à l'aide de l'essai Satoh (Akselsen, 2005), ce changement n'a que très peu d'effet sur les contraintes résiduelles finales puisqu'à cette température la limite d'élasticité du matériau est faible ce qui permet de réduire l'impact de l'expansion par la plastification du matériau. L'essai Satoh est un essai instrumenté s'apparentant à celui montré à la section 1.8.3.2.

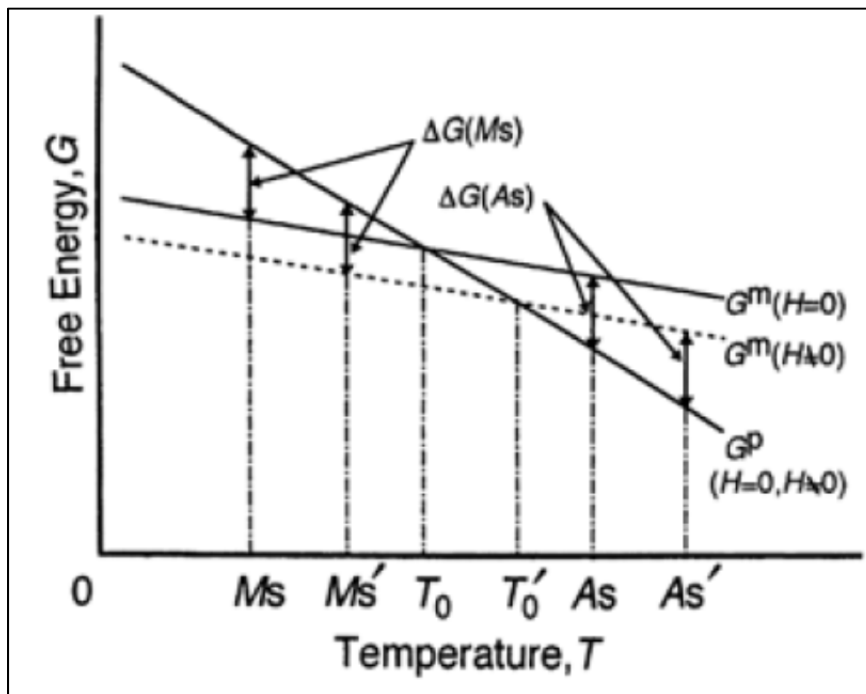


Figure 1.6 Influence de l'énergie libre sur les températures de transformation de phase, tirée de (Broffman, 1983)

Quant à la transformation de phase austénitique en martensite, elle peut être expliquée à l'aide du concept d'énergie libre. Dans un acier 100% austénitisé, l'énergie libre de la martensite est plus faible que celle de l'austénite au-dessous d'une température d'équilibre T_0 . Or, la transformation martensitique n'apparaît que lorsque la différence d'énergie libre de l'austénite (G^a) et d'énergie libre de la martensite (G^m) atteint une certaine valeur ΔG ($\Delta G =$

$G^m - G^a$) puisque la germination de la martensite ne sera possible que si une énergie ΔG est apportée au système (Figure 1.6).

1.6.2 Structure de la zone affectée thermiquement

Lors du soudage, les régions de part et d'autre de la zone fondue subissent des variations thermiques conduisant à des modifications métallurgiques. Cette région est appelée ZAT (Zone Affectée Thermiquement). Les changements métallurgiques sont étroitement liés aux cycles thermiques imposés à cette zone et en particulier à la température maximale atteinte.

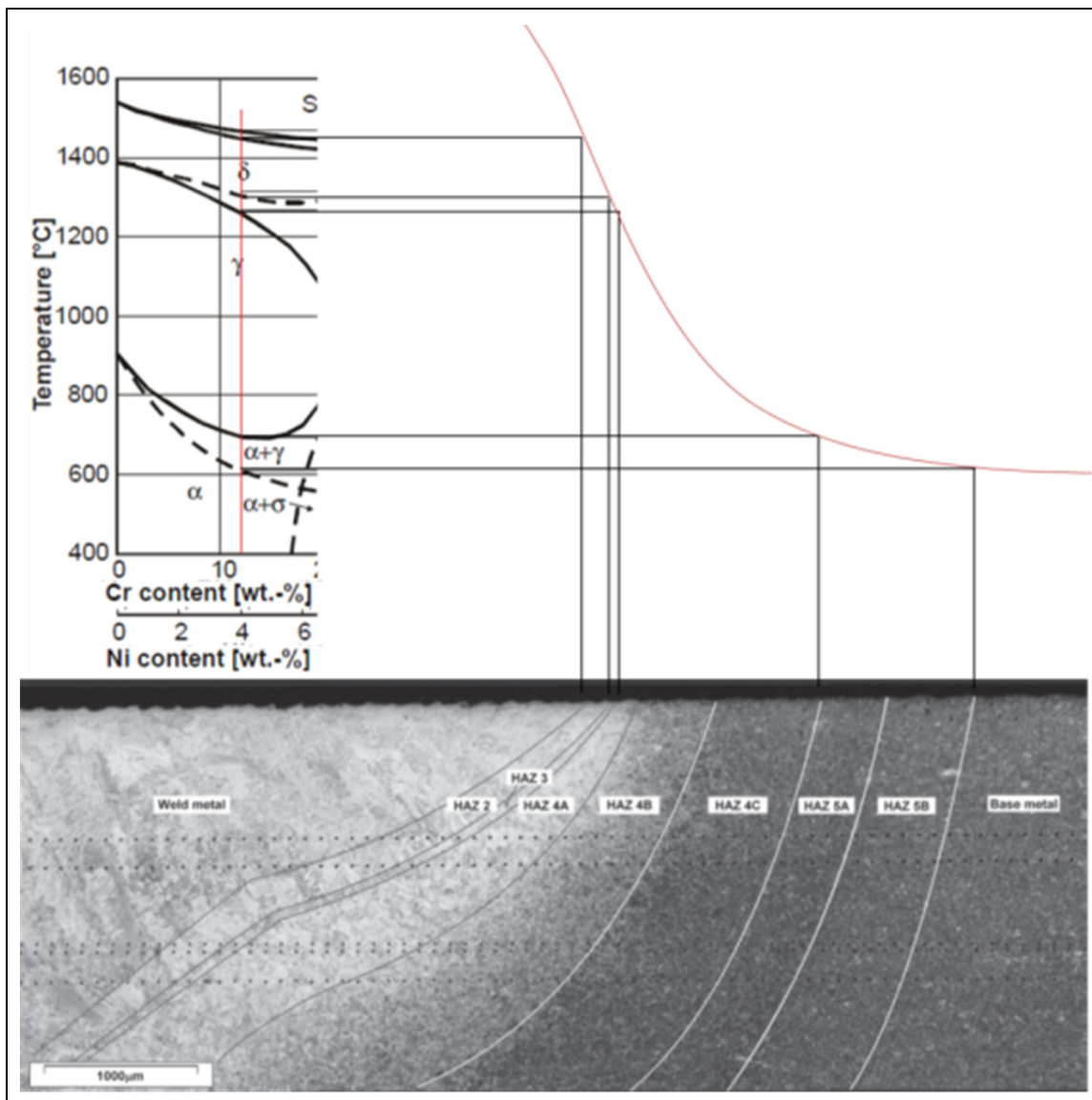


Figure 1.7 Zone de la ZAT en fonction des températures atteintes lors de l'opération de soudage, reproduit et modifiée de (Thibault, 2010)

Quelques travaux ont été réalisés afin de caractériser cette zone lors du soudage des aciers inoxydables martensitiques. Carrouge a d'abord identifié 5 zones distinctes (Carrouge, 2002) :

- 1- Zone partiellement fondue contenant de la ferrite ;
- 2- Zone totalement transformée en ferrite où un grossissement de grain peut être observé ;

- 3- Zone biphasée composée de ferrite et d'austénite ;
 - 4- Zone complètement austénitisée ;
 - 5- Zone ayant été partiellement austénitisée et contenant de la martensite revenue ;
- À cela, Akselsen et al. ajoutent une zone où aucun changement de phase n'apparaît, mais où la martensite subit un revenu (Akselsen et al., 2004).

Finalement, Thibault et al. ont nuancé l'approche de Carrouge en divisant la zone 4 en 3 parties et la zone 5 en 2 (Thibault, 2010):

- 4A- Zone où il y a recristallisation complète, grossissement de grain et dissolution des carbures ;
- 4B- Zone où il y a recristallisation partielle et dissolution des carbures ;
- 4C- Zone où la dissolution des carbures est négligeable ;
- 5A- Zone où l'austénite se retransforme totalement en martensite fraîche ;
- 5B- Zone où l'austénite se stabilise et ne se transforme pas en martensite ;

De plus, ils ont fait le lien entre cette dernière zone, biphasée, et l'apparition de contraintes résiduelles de tension élevées.

1.7 Température de début et de fin de transformation martensitique

Il a été mentionné précédemment que la température de transformation M_s influençait grandement le champ de contraintes résiduelles. Cette partie du rapport présente les variables pouvant influencer cette température. En effet, la température de transformation martensitique n'est pas seulement influencée par la chimie de l'acier. En plus des défauts cristallographiques et de l'historique thermique, Tsai et al ont recensé cinq autres facteurs d'influences (Tsai et al., 2002):

1.7.1 Taille des grains d'austénite

Le raffinement des grains d'austénite permet d'augmenter la limite d'élasticité du matériau par l'augmentation du nombre de joints de grains (loi de Hall-Petch). Ainsi, l'austénite formée durant le chauffage devient plus résistante aux déformations plastiques retardant ainsi la germination de la martensite et diminuant la température M_s (Brofman et Ansell, 1983). Ce phénomène a aussi une influence sur le mode de transformation de la martensite en prévenant sa transformation massive et rapide.

Bhadeshia et Yang ont déterminé une relation empirique permettant de prédire la température M_s en fonction de la taille des grains d'austénite (Yang et Bhadeshia, 2009). Cette équation, élaborée à partir du modèle géométrique de Fisher (modèle permettant de prédire l'adaptation d'un organisme complexe en fonction de l'optimisation de paramètres), s'exprime comme suit :

$$M_s^o - M_s = \frac{1}{b} \ln \left[\frac{1}{aV_y} \left(\exp \left(\frac{\ln(1-f)}{m} \right) - 1 \right) + 1 \right] \quad (1.1)$$

Où

- M_s^o est la température fondamentale de transformation martensitique lorsque le grain d'austénite est infiniment gros ;
- M_s est la température de transformation martensitique ;
- a et b sont des constantes empiriques propres à la nuance d'acier ;
- V_y est le volume moyen des grains d'austénite ;
- f est la fraction de martensite ;
- m est le rapport entre la taille des lattes de martensite et la taille des grains d'austénite mère

1.7.2 Vitesse de refroidissement

Il semble que la vitesse de refroidissement ait aussi une influence sur la température de transformation martensitique (Brachet et al., 1998). Il a été démontré expérimentalement que des temps de refroidissement plus longs entraînaient une augmentation de la température M_s . Selon l'auteur, ceci peut être attribuable à une diminution drastique du nombre d'atomes de carbone ou d'azote dans les sites interstitiels de l'austénite. Alors, la variation de la température de transformation martensitique reliée à la variation de vitesse de refroidissement est attribuable à un phénomène diffusionnel et est exprimée de la façon suivante :

$$\Delta M_s = \sqrt{Dt} \quad (1.2)$$

Où

D est le coefficient de diffusion du carbone dans l'austénite ;

t est le temps nécessaire pour augmenter la température de 1°C ;

$$t = \frac{1}{\text{vitesse de refroidissement} \left[\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{heure}} \right]}.$$

1.7.3 Contraintes résiduelles

Kajiwara a démontré que la transformation martensitique pouvait être grandement accélérée lorsqu'une tension déformait plastiquement l'austénite (Kajiwara, 1992). Il a prouvé qu'il existait une contrainte critique près de la limite d'écoulement du matériau austénisé, à laquelle la différence de vitesse de transformation était drastique. Chatterjee et Bhadeshia rapportent que cette contrainte doit avoir une amplitude suffisamment grande pour créer des dislocations, représentant des sites susceptibles de faire germer de la martensite (Chatterjee et Bhadeshia, 2006).

1.7.4 Magnétisme

Un champ magnétique peut modifier la température de transformation. Ce phénomène permet de faire varier l'énergie libre de Gibbs à l'aide d'un champ magnétique. Kakeshita et al. ont démontré que l'imposition d'un champ magnétique avait pour effet de diminuer l'énergie libre de la martensite G^m (l'énergie magnétostatique) (Kakeshita et Fukuda, 2009, Kakeshita et al., 2011). Ce phénomène a pour conséquence d'augmenter la température M_s à M_s' puisque la variation ΔG reste la même (voir Figure 1.6).

1.7.5 Pression hydrostatique

Les travaux de Kakeshita l'ont aussi porté à observer l'influence de la pression hydrostatique sur la transformation martensitique. La pression hydrostatique est l'effet d'un fluide sur une surface. L'effet général de cette pression est de réduire l'espace interatomique et ainsi de modifier la diffusion des atomes. Donc, si la pression «P» est positive, elle facilitera la transformation martensitique et augmentera M_s (Kakeshita et Shimizu, 1997). Le travail fait par la pression peut être représenté par l'équation suivante :

$$\Delta G = -\varepsilon^n P \quad (1.3)$$

$$\varepsilon^n = \frac{(V^m - V^p)}{V^p} \quad (1.4)$$

où

V^m est le volume atomique de la martensite ;

V^p est le volume de la phase mère.

1.8 Fissuration à froid

Il a été mentionné précédemment que le phénomène de fissuration à froid était lié à des contraintes résiduelles élevées, à la présence d'hydrogène diffusible et à une microstructure fragile. Cette section décrit comment chacune de ces conditions favorise l'apparition de fissure.

1.8.1 Fragilisation par l'hydrogène

La Fragilisation par hydrogène se produit suite au refroidissement de la soudure, si la quantité d'hydrogène diffusible contenu dans le cordon dépasse une certaine limite. L'hydrogène diffusible est l'hydrogène qui peut facilement diffuser au travers de l'acier. Il s'agit de l'hydrogène sous sa forme atomique. Les pages qui suivent expliquent comment cet hydrogène est introduit dans le matériau, comment il diffuse et comment il augmente la fragilité du matériau.

1.8.1.1 Solubilité de l'hydrogène

L'hydrogène peut être introduit de trois façons dans le bain de fusion :

- par une action électrolytique (humidité qui passe dans l'arc ou présent dans le flux, huile sur les pièces...) ;
- par une action chimique (l'utilisation d'acide lors du décapage) ;
- par des sulfures d'hydrogène (H_2S) présents dans le métal de base.

La solubilité «S» de l'hydrogène dans l'acier dépend principalement de la température, de la pression et de la structure cristalline de l'acier (Rytirova, 2006).

$$S = W\sqrt{pH_2} \quad (1.5)$$

où

W est une constante déterminée expérimentalement, en fonction de la phase ;

p_{H_2} est la pression partielle de l'hydrogène en atm.

L'acier fondu et l'austénite ont la capacité de dissoudre beaucoup d'hydrogène. Par contre, la structure cubique centrée des aciers ferritiques et martensitiques est plus compact ce qui réduit leur capacité à dissoudre l'hydrogène.

Brass et al. rapportent que le volume réduit de l'atome d'hydrogène fait en sorte qu'il peut facilement entrer en solution d'insertion dans le fer et les aciers (Brass et al., 2000). Les sites privilégiés sont les sites tétraédriques pour les structures cubiques centrées (martensite et ferrite), les sites octaédriques pour les structures cubiques faces centrées (austénite) et les sites sous tension. Il faut aussi savoir que l'insertion d'un atome d'hydrogène dans la matrice métallique aura comme conséquence une augmentation du volume générant ainsi des défauts dans le matériau.

Un danger en soudage est de piéger beaucoup d'hydrogène dans le bain de fusion lorsque l'on utilise des vitesses de soudage élevées. La solubilité de l'hydrogène étant grande dans la phase liquide et sa diffusion dans le bain de fusion étant plus lente, l'hydrogène peut être piégé lorsque le front de solidification se forme trop rapidement. Afin de réduire ces risques, des petits cordons de soudure jumelés à des vitesses d'avance réduites sont à prioriser. Les vitesses lentes peuvent grandement contribuer au dégazage de la région soudée et le faible volume fondu permet une plus faible dissolution d'hydrogène (Harwig et al., 1999, White et al., 1992).

1.8.1.2 Diffusion de l'hydrogène

La diffusion de l'hydrogène dans l'acier se fait selon le mécanisme d'hétérodiffusion à dilution infinie (Brass et al). Les atomes d'hydrogène migrent d'un espace interstitiel à l'autre du réseau cristallin. La diffusion de l'hydrogène peut être décrite par la loi de Fick :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \nabla^2 C \quad (1.6)$$

où

- C est la concentration d'hydrogène ;
- D est le coefficient de diffusion qui est indépendant de C. Il varie en fonction de la température, suivant la relation d'Arrhenius.

$$D = D_0 e^{\frac{-\Delta H_m}{kT}} \quad (1.7)$$

où

- ΔH_m est l'enthalpie de migration;
- k est la constante de Boltzmann ;
- T est la température absolue.

Cependant, il faut savoir que la diffusion n'est pas contrôlée seulement par le gradient de concentration. En effet, les champs de contraintes, les champs électriques ainsi que les gradients thermiques sont tous des phénomènes pouvant influencer la diffusion (Brass et al., 2000).

Graville rapporte cependant qu'à basse température (sous 150°C) la diffusion de l'hydrogène se fait plus lentement par rapport à la théorie puisque l'hydrogène subit des effets de piégeage (trapping) (Graville, 1975). Alors, on sait que la prédiction analytique de la

diffusion de l'hydrogène est plus ou moins précise, mais elle reste toutefois un bon indicatif du temps que prend l'hydrogène à diffuser au travers d'un assemblage soudé. Ce temps permet de définir les paramètres de postchauffage par exemple. Cette estimation peut être faite à l'aide de l'équation suivante :

$$X^2 \sim Dt \quad (1.8)$$

où

X est la distance moyenne de diffusion ;

t est le temps que prend l'hydrogène pour diffuser sur une distance X .

Pour faire diffuser l'hydrogène hors de la pièce soudée, une opération de postchauffage se fait à une température fixe. Ces traitements se font généralement à des températures proches de 250°C. Il est possible d'estimer le temps de séjour permettant d'éliminer l'hydrogène de l'assemblage, et ce en fonction de la géométrie du dit assemblage. Par exemple, pour le cas bidimensionnel d'une plaque infiniment longue de largeur L , la solution de l'équation de diffusion (1,6) de l'hydrogène s'exprime (Graville, 1975) :

$$\bar{C} = \bar{C}_0 \frac{8}{\pi^2} e^{\frac{-\pi^2 Dt}{L^2}} \quad (1.9)$$

où

\bar{C} est la concentration moyenne en hydrogène ;

\bar{C}_0 est la concentration moyenne initiale en hydrogène.

Cette équation peut être modifiée afin d'être applicable à une situation de soudage monopasse sans préchauffage ni postchauffage. Puisque le coefficient de diffusion D est dépendant de la température, l'équation doit donc tenir compte du cycle thermique subi par la région soudée. Ainsi, la variable τ est introduite dans l'équation (1.9). Cette variable est définie de la façon suivante :

$$\tau = \sum_i D_i \Delta t_i \quad (1.10)$$

Donc l'équation (1.9) devient :

$$\bar{C} = \bar{C}_0 \frac{8}{\pi^2} e^{\frac{-\pi^2}{4} \frac{\tau}{L^2}} \quad (1.11)$$

1.8.1.3 Piégeage de l'hydrogène

Les sites de piégeage sont généralement situés aux joints de grains, dans les dislocations, dans les porosités (ou les vides), dans les défauts internes ou bien au niveau des précipités (ou secondes phases). Brass et al. expliquent que le piégeage de l'hydrogène peut être considéré de deux points de vue différents (Brass et al., 2000). Thermodynamiquement, le piégeage de l'hydrogène peut correspondre à un site où le potentiel chimique de l'atome diminue. Une deuxième façon de voir le phénomène est par la cinétique. La barrière énergétique entre le site de piégeage et le site interstitiel est tel que cette barrière est plus haute dans la direction «site de piégeage → site interstitiel», ce qui a pour conséquence de ralentir la diffusion de l'hydrogène.

Il existe deux types de pièges : les pièges réversibles et les pièges irréversibles. Le type de piège est directement lié à l'interaction entre l'hydrogène et le site en question. Les sites dits irréversibles sont ceux avec lesquels l'hydrogène possède une grande affinité. L'extraction de l'hydrogène de ces sites est difficile. À l'inverse, les sites réversibles sont ceux dont l'affinité avec l'hydrogène est faible. Les risques de piégeage de l'hydrogène dans ces sites sont pratiquement nuls. Les paramètres influençant ce comportement sont la température et la taille du site.

Olden et al. ont réalisé des travaux sur la diffusion de l'hydrogène dans des matériaux contenant différents taux d'austénite (Olden et al., 2008). Ils ont démontré que la vitesse de diffusion de l'hydrogène était inversement proportionnelle à la quantité d'austénite contenue dans l'acier. Ils expliquent ce phénomène par la différence de coefficient de diffusion qu'il y a entre la martensite, la ferrite et l'austénite. Ce coefficient étant plus faible dans l'austénite, il est donc normal de voir une réduction de la mobilité des atomes d'hydrogène. L'austénite agirait donc comme piège ou comme «réservoir» à hydrogène. Park et al. abondent dans le même sens ajoutant l'hypothèse que si cette austénite n'est pas stable mécaniquement, il y a des risques de transformation martensitique par effet TRIP (transformation induced plasticity (Chatterjee et Bhadeshia, 2006)) amenant un «déversement» de l'hydrogène contenu dans cette austénite vers de la martensite fraîche. Ce phénomène créerait donc des dangers de fragilisation (Park et al., 2002).

1.8.1.4 Fragilisation par l'augmentation de la pression interne

Cette théorie est certainement la plus ancienne et la plus connue (Oriani, 1978). Le concept est que l'hydrogène diffusible absorbé par le bain de fusion lors du soudage soit piégé dans les défauts du réseau cristallins (Brass et al., 2000). Lorsque la concentration d'atomes est assez grande, il y a recombinaison des ions H^+ en molécules H_2 . Cette molécule de H_2 est beaucoup plus volumineuse que l'ion H^+ . Ce changement de volume a pour effet d'augmenter la pression localement dans les défauts et de créer l'amorçage de fissure. Les risques de propagation de fissure dans un champ de contraintes (interne ou externe) deviennent donc très critiques et peuvent provoquer la ruine de l'assemblage soudé.

1.8.1.5 Fragilisation par précipitation d'hydrures

La précipitation d'hydrures (tels que les hydrures de nickel) représente un autre type de fragilisation (Birnbaum, 1989). Ce phénomène ne peut être vu que dans certains aciers de type austénitique. La précipitation survient lorsque le réseau est sursaturé en hydrogène et

elle n'est possible que pour des conditions environnementales bien précises. Cette phase fragile apparaît aux joints de grain, dans les zones de tension hydrostatique (pointe de fissure, contraintes résiduelles...).

1.8.1.6 Fragilisation par décohésion / réduction d'énergie de surface

Plusieurs théories relatives à la fragilisation des aciers par hydrogène peuvent être englobées dans cette catégorie dont la théorie de la pression discutée plus haut (Brass et al., 2000). Dans cette approche, on considère que la présence d'hydrogène entraînera la diminution de l'énergie de surface en tête de fissure par adsorption. Ainsi, la présence d'hydrogène modifierait les liaisons atomiques en pointe de fissure et diminuerait l'énergie nécessaire à la propagation de cette même fissure.

1.8.1.7 Fragilisation par l'interaction hydrogène-dislocation

Sous un effort suffisamment important, un matériau subit des déformations plastiques. Ces déformations entraînent l'apparition de dislocations. Il semble que ces dislocations favorisent le transport de l'hydrogène. En fait, l'hydrogène se déplace avec ces dislocations. Lorsqu'elles rencontrent un obstacle, l'hydrogène est libéré et reste emprisonné au niveau de l'obstacle. La concentration d'hydrogène à cet endroit peut devenir suffisamment importante pour amorcer ou propager une fissure (Song et Curtin, 2011).

1.8.2 Susceptibilité de la microstructure à la fissuration à froid

Un des paramètres importants à contrôler pour réduire les risques de fissuration à froid est la microstructure de la zone fondue et de la ZAT. Une microstructure trop fragile ne peut supporter les déformations imposées par les contraintes résiduelles et l'hydrogène diffusible. Dans le présent cas, la microstructure est constituée principalement de martensite. Or la

fragilité de cette phase et sa capacité à subir une déformation sont directement liées au taux de carbone et à la vitesse de refroidissement lors de l'opération de soudage.

La martensite est en réalité de la ferrite sursaturée en carbone. Lors de refroidissements rapides, l'austénite, qui dissout bien le carbone, se transforme en une phase fragile, généralement de la martensite. Cette transformation est sans diffusion ce qui veut dire que le carbone ne peut ségréger hors de la maille cubique centrée. L'élément reste donc en solution d'insertion dans la ferrite pour former de la martensite fragile. Les temps de refroidissement plus lents permettent généralement la diffusion du carbone et donc, la formation de ferrite ou de martensite plus douce (moins riche en carbone). Cependant, dans le cas des aciers 13%Cr-4%Ni, la transformation de phase se passe à une température si basse que même avec des temps de refroidissement longs, il est impossible de faire diffuser le carbone hors de la ferrite. Donc un moyen pour adoucir la martensite est de réduire le taux de carbone. La réduction du taux global de carbone dans l'alliage permet de réduire la quantité de carbone piégé dans la maille et de réduire son effet fragilisant.

La réduction du taux de carbone nécessite l'ajout d'éléments d'alliages tels que le molybdène afin de préserver les propriétés mécaniques de l'alliage (limite d'élasticité, ductilité) (Lippold, 2005). La Figure 1.8 montre un diagramme CCT d'un acier inoxydable de type CA6NM (acier 13%Cr-4%Ni de fonderie). Elle montre bien que la vitesse de refroidissement influence très peu la dureté finale de la martensite. La faible augmentation de dureté qui suit les refroidissements rapides est attribuable à la dissolution des carbures présents dans le métal de base, dans la phase austénitique. Les vitesses de refroidissement rapides ne permettent pas de reformer de nouveaux carbures et la zone chauffée devient plus riche en carbone augmentant par le fait même sa fragilité (Lippold, 2005).

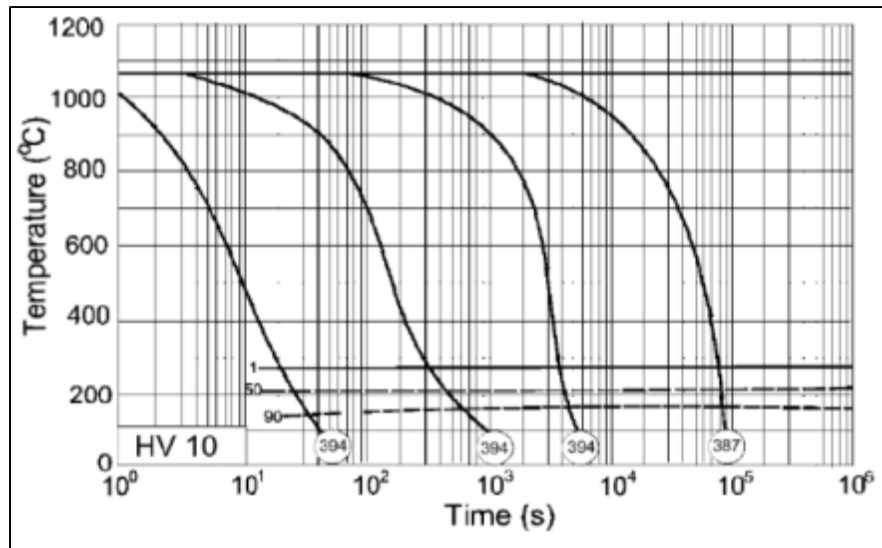


Figure 1.8 Diagramme CCT pour un acier de type CA6NM.
Tirée de (Dowson, 2008)

Comme il a été mentionné à la section 1.6 la martensite n'est pas la seule phase présente dans les aciers inoxydables de type 13%Cr-4%Ni. De la ferrite δ peut apparaître lors de la solidification à cause de la ségrégation d'éléments alphagènes lors de refroidissements rapides. Cette ferrite est généralement située au joint de grains. Il a été démontré que les risques de fissuration pouvaient être grandement augmentés en présence de cette phase (Seo, 2008). À cause de sa limite d'élasticité inférieure à la martensite, la ferrite aux joints de grains provoque une décohésion de la matrice augmentant les risques d'apparition de fissures en chevron. Ce type de fissures, associé à la fissuration à froid, se trouve dans la zone fondue et est transversal au cordon.

1.8.3 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles en soudage proviennent de déformations plastiques générées par un gradient thermique élevé. Elles sont aussi affectées par les transformations de phases se produisant durant le refroidissement de l'alliage. Avant d'expliquer les phénomènes menant à la formation de ces contraintes, quelques rappels élémentaires sont nécessaires.

1.8.3.1 Déformation thermique

Pour les matériaux ne possédant pas de transformation phase, la déformation ε est proportionnelle à la variation de température (équation (1.12)).

$$\varepsilon = \bar{\alpha} \Delta T \quad (1.12)$$

Cependant, pour les matériaux subissant une transformation allotropique, les coefficients de dilatation sont différents d'une phase à l'autre et un changement de volume accompagne le changement de phase. Il n'est plus possible de décrire la dilatation thermique par une relation linéaire. Ce phénomène est sans conséquence pour les aciers carbone-manganèse conventionnels puisque les transformations de phase se font à haute température. À ces températures, la limite d'élasticité du matériau est faible, et donc l'expansion volumique provoque des déformations plastiques qui relâchent les contraintes.

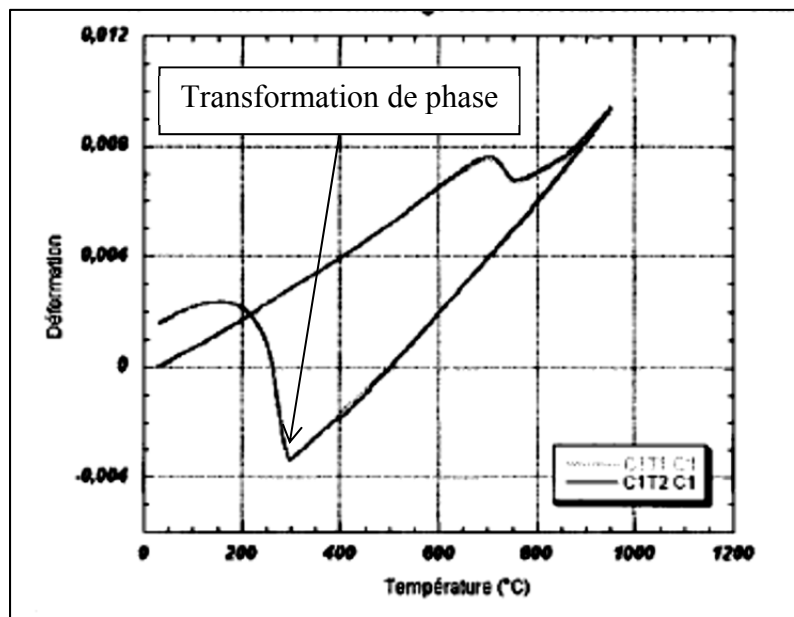


Figure 1.9 Essais dilatométrique sur acier 13%Cr-4%Ni tirée de (Côté, 2007)

Comme le montre la Figure 1.9, les aciers 13%Cr-4%Ni se comportent différemment. Le changement de phase de l'austénite en martensite se fait à une température M_s très basse (environ 300°C). À cette température, la limite d'élasticité de l'alliage est plus importante et le changement de volume lors de la transformation de phase influence davantage les contraintes finales.

1.8.3.2 Contraintes –Expansion / contraction thermique

Les lois de formation des contraintes due à une expansion thermique sont difficiles à déterminer par calcul (Michel, 2011). Cependant, il est possible de les comprendre et de les schématiser à l'aide d'un barreau installé dans un système offrant un bridage uniaxial parfait, comme à la Figure 1.10. Le bridage doit agir sur l'expansion et sur la contraction du matériau lors d'un chauffage uniforme du barreau (Michel, 2011).

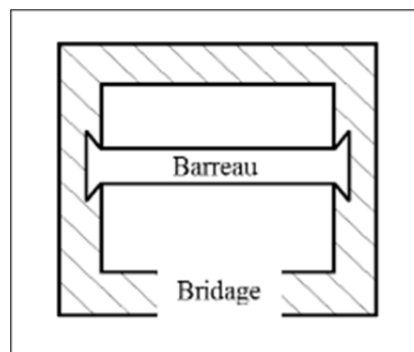


Figure 1.10 Barreau avec bridage à raideur infinie

Cette situation, représentative du soudage, permet d'étudier l'évolution de la contrainte en fonction de la température, lors de la chauffe et du refroidissement, d'un matériau élastoplastique parfait sans transformation de phase. Le développement de la contrainte dans le barreau peut être représenté par la Figure 1.11. Dans cette figure, les lignes foncées

représentent le comportement élastoplastique tandis que les lignes plus claires correspondent à la limite d'élasticité du matériau en fonction de la température. Au chauffage, la contrainte évolue de façon élastique en compression. Lorsque la température critique T_c est atteinte, la déformation devient plastique puisque la contrainte atteint la valeur de la limite d'élasticité du matériau. Dans une soudure, ce comportement est possible du fait que les zones froides possèdent des propriétés mécaniques supérieures à la zone chaude. Le barreau plastifie jusqu'à ce que la température maximale T_1 soit atteinte.

Au chauffage, la dilatation du barreau est empêchée par le bridage. Le barreau étant fortement bridé, une déformation plastique se produit. La contraction du barreau, durant le refroidissement, inverse la contrainte qui devient en tension. La déformation générée par cette contrainte de tension est d'abord élastique. Puis, lorsque la contrainte atteint la valeur de la limite d'élasticité du matériau, il y a déformation plastique. Cette plastification explique pourquoi les contraintes résiduelles ne dépassent jamais la valeur de la limite d'élasticité.

Dans le cas du bridage parfait, il est possible de retrouver les situations suivantes :

- $\forall T_1 < T_c; \sigma_r = 0$
- $\forall T_c < T_1 < T_{c'}; \sigma_r < R_e$
- $\forall T_{c'} < T_1 < T_{max}; \sigma_r = R_e$

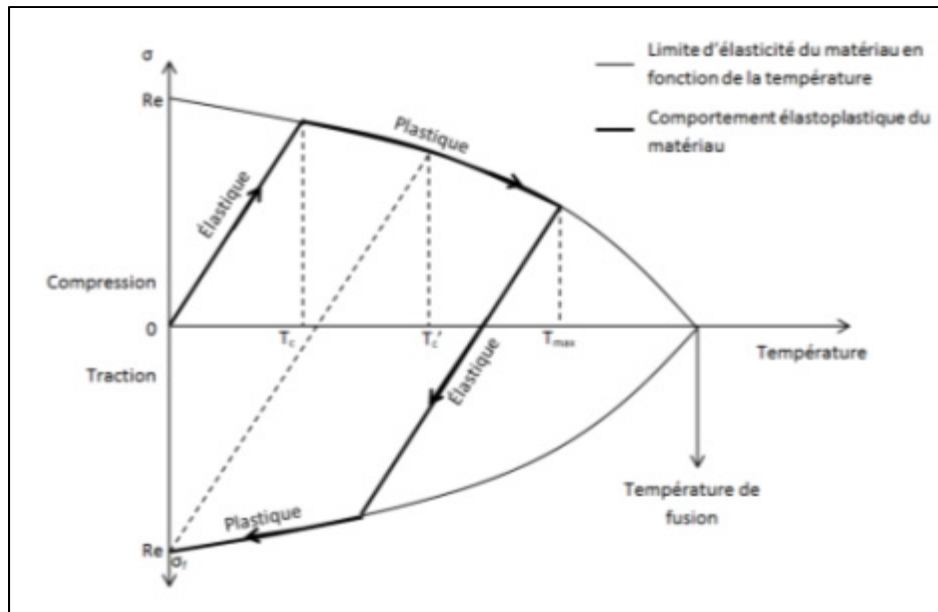


Figure 1.11 Limite d'élasticité et déformation élastoplastique d'un barreau parfaitement bridé, sans transformation de phase, lors du chauffage et du refroidissement. Adaptée de (Michel, 2006)

Le préchauffage de l'éprouvette avant son installation dans le système de bridage (Figure 1.10) permet d'illustrer l'effet du préchauffage sur les contraintes résiduelles générées par l'opération de soudage. Le préchauffage permet de réduire les contraintes résiduelles finales par la réduction du gradient de température dans la région chauffée. Comme le présente la Figure 1.12, la déformation élastique se produit à plus haute température, permettant la limitation de la plastification. Cette plastification étant réduite, l'effort appliqué sur le barreau par le raidisseur sera moindre et donc, la contrainte finale sera réduite.

Le préchauffage n'est pas le seul paramètre à influencer l'état de contraintes final. L'expansion volumique provoquée par le changement de phase modifie grandement la formation de ces contraintes. À partir de la Figure 1.11 et de la Figure 1.12 et des résultats d'un essai Satoh réalisé sur un acier 13%Cr-4%Ni (Akselsen, 2005) il est possible d'évaluer le comportement élastoplastique du barreau fait d'un matériau subissant un changement de phase.

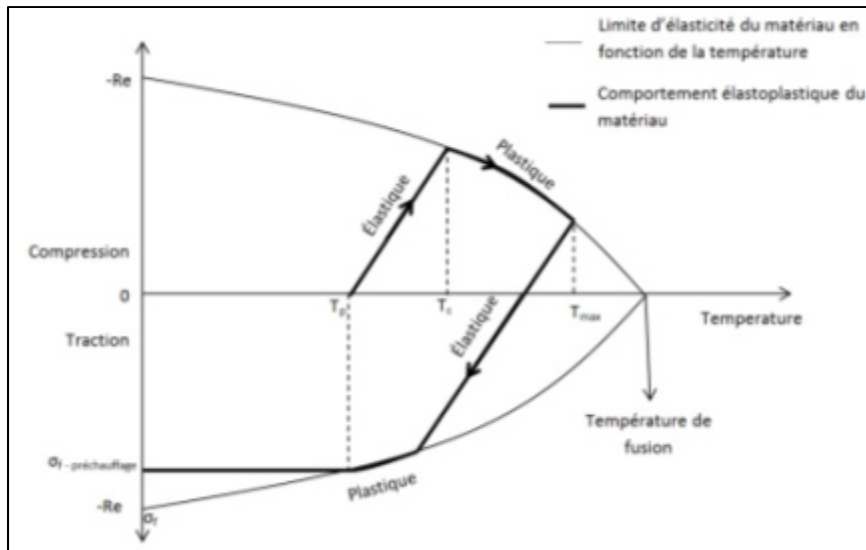


Figure 1.12 Limite d'élasticité et déformation élastoplastique d'un barreau préchauffé, parfaitement bridé, sans transformation de phase. Adaptée de (Michel, 2006)

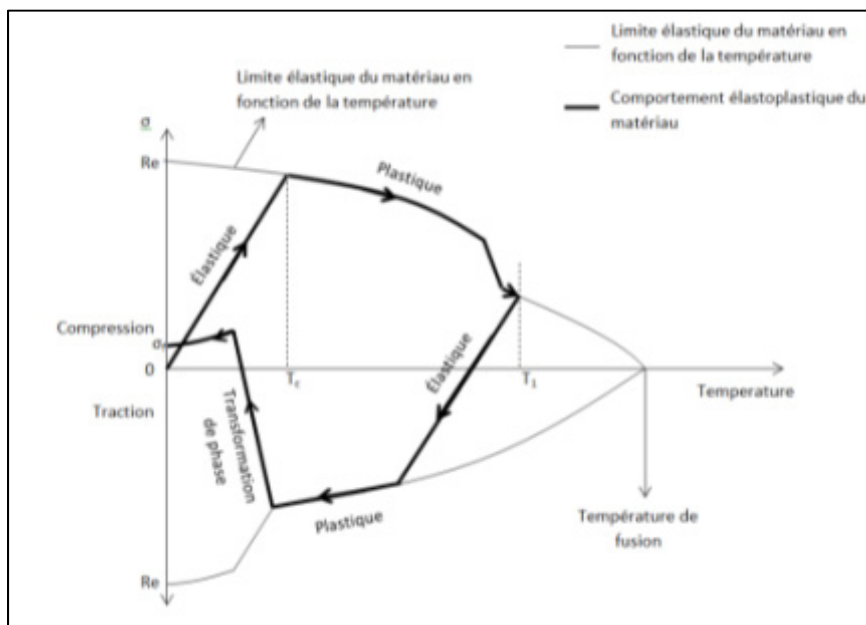


Figure 1.13 Limite d'élasticité et proposition du comportement élastoplastique d'un barreau non préchauffé, parfaitement bridé, avec transformation de phase à basse température

La Figure 1.13 est proposée afin de schématiser l'évolution de la contrainte dans un barreau ayant une transformation de phase à basse température. Il faut noter que cette figure est applicable seulement aux zones ayant été austénitisées à 100%. L'effet de la transformation de phase sur les contraintes résiduelles sera discuté plus en détail à la section 1.8.3.5.

1.8.3.3 Chauffage localisé d'une pièce avec une source ponctuelle fixe

Un cas correspondant un peu plus à la situation de soudage serait l'étude d'une plaque de largeur Z , de longueur X et d'épaisseur Y subissant une chauffe localisée sur l'un de ses côtés comme à la Figure 1.13 (Michel, 2007).

La chauffe étant ponctuelle, la distribution de température dans la plaque n'est pas uniforme. Ainsi la surface chauffée atteint rapidement une température élevée, température à laquelle la limite d'élasticité de l'acier est faible. Le restant de la plaque restant relativement froid, les propriétés mécaniques sont maintenues à un haut niveau ce qui génère un bridage dont l'importance varie en fonction de l'épaisseur Y . Cette distribution de température est présentée en rouge.

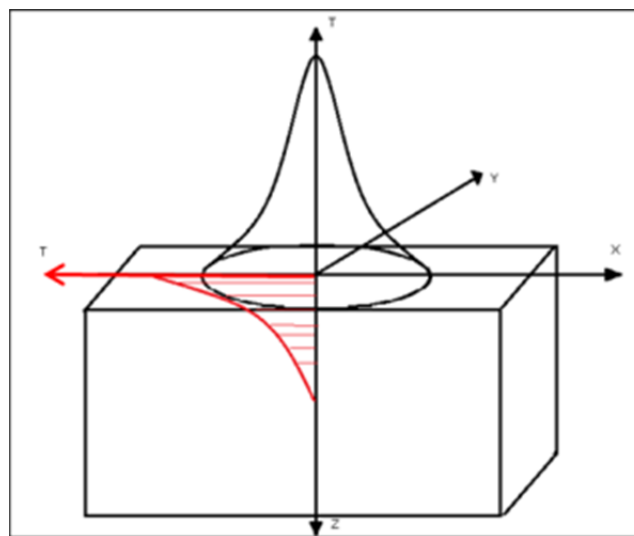


Figure 1.14 Chauffage localisée sur une plaque

L'évolution de la contrainte selon l'axe des X (σ_x) peut être schématisée de la façon suivante (en négligeant les contraintes dans les autres axes) :

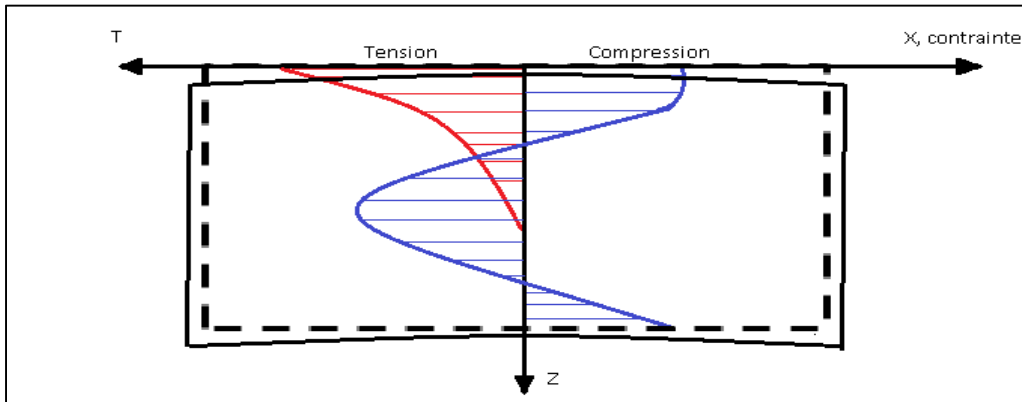


Figure 1.15 Première déformation lors d'une chauffe localisée

Dans la Figure 1.15, la courbe en rouge représente la température dans la pièce tandis que la courbe en bleue représente la contrainte σ_x . D'abord, la surface chauffée sera en situation de compression puisqu'elle cherche à prendre de l'expansion et que le restant du bloc, qui reste à basse température, ne le permet pas. Ainsi l'expansion de la région chauffée est entravée et une contrainte de compression apparaît en surface. Inversement, la zone centrale devient en traction puisque l'état de contrainte doit rester à l'équilibre. Ce manque de symétrie au niveau des contraintes, par rapport à l'axe neutre, crée une cambrure de la plaque et une convexité apparaît sur le côté chauffé.

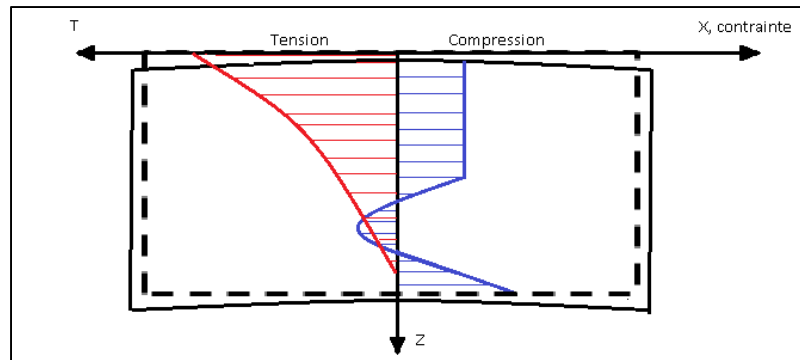


Figure 1.16 Évolution de la contrainte pour un temps de chauffe plus important

La Figure 1.16 montre la même pièce, mais pour un temps de chauffe plus long. On peut voir que la diffusion de la chaleur dans le matériau permet d'élèver légèrement la température du côté opposé à la chauffe, mais que le gradient de température reste élevé. À cause de ce gradient et de la température élevée atteinte, une variation des propriétés mécaniques se produit sur l'épaisseur de la pièce. Les zones froides, possédant toujours une limite d'élasticité élevée, restent dans le domaine élastique. Elles ont tendance à lutter contre la courbure de la plaque provoquant un refolement dans les régions plus chaudes. La région plus chaude ayant subi une forte baisse de ses propriétés mécaniques, va donc plastifier. C'est à ce moment que des déformations macroscopiques permanentes apparaissent.

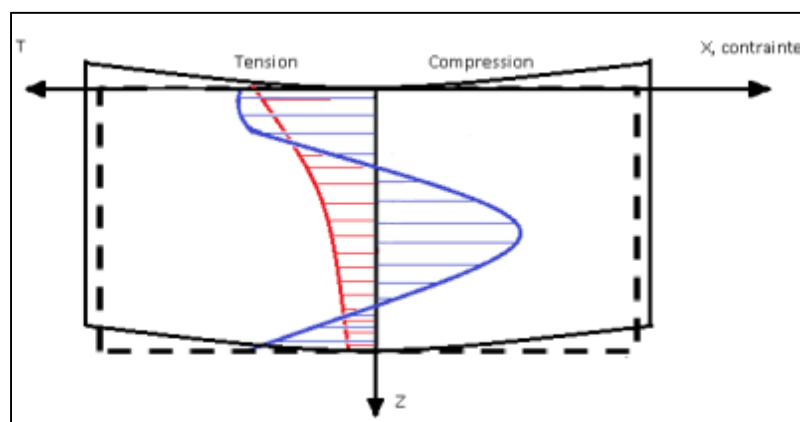


Figure 1.17 État final de la contrainte résiduelle dans une tôle épaisse ayant été soumise à une chauffe localisée

Finalement, la Figure 1.17 montre qu'au refroidissement, la contraction de la zone chauffée, qui a été comprimée jusqu'à la déformation plastique durant la chauffe, est partiellement bloquée par le bridage apporté par le restant de la plaque qui est resté dans le domaine élastique. Ainsi, il y a inversion du signe de la contrainte en surface, qui devient en tension, provoquant une concavité du côté chauffé.

1.8.3.4 Contraintes résiduelles en situation de soudage

On peut également étudier le cas inverse où le gradient de température est nul dans l'épaisseur. Supposons le cas du soudage de deux tôles minces et sans transformation de phase (acier inoxydable austénitique), en une seule passe. Le profil de contraintes standard est présenté à la Figure 1.18.

Dans ce cas, la formation des contraintes est due au bridage de la zone fondue, par le matériel situé de part et d'autre du cordon de soudure. Puisque la zone centrale est plus chaude que le restant de l'assemblage, la dilatation est plus importante et au refroidissement, la réduction du volume est empêchée, ce qui provoque l'apparition de tension dans la région fondue. Par compensation, de la compression apparaît dans le restant de la pièce. Ainsi, les plus grandes valeurs de contraintes se trouvent dans la direction longitudinale du cordon et sont de l'ordre de la limite élastique tandis que les contraintes transversales sont de l'ordre du tiers de la valeur des contraintes longitudinales (Nitschke-Pagel et Wohlfahrt, 2002).

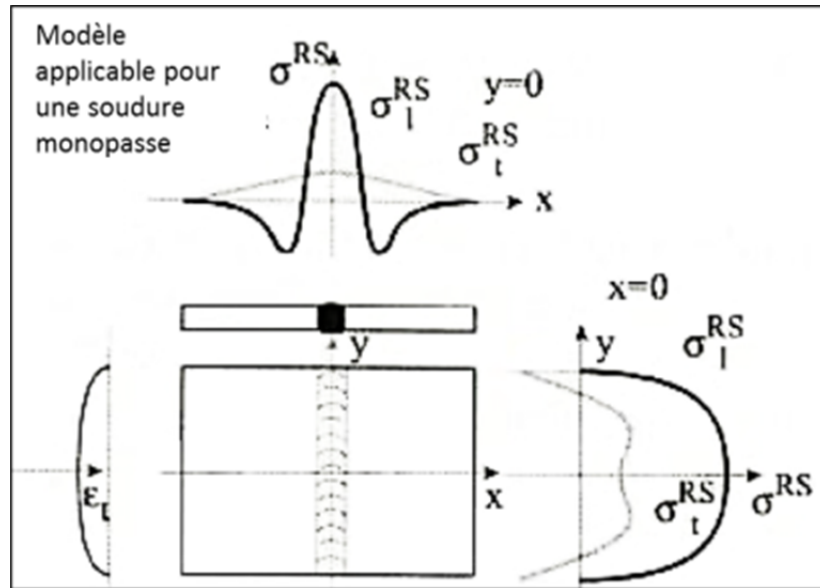


Figure 1.18 Profil de contraintes typique d'un dépôt de soudage monopasse sur un acier sans transformation allotropique, tirée de (Nitschke-Pagel et Wohlfahrt, 2002)

L'amplitude de ces contraintes est principalement reliée à l'intensité du bridage. Il faut noter que l'intensité du bridage ne varie pas en fonction de la dimension de la zone soudée. En effet, le principal paramètre influençant l'intensité du bridage est le rapport du volume de la pièce porté à haute température sur le volume de la pièce restant à basse température (Nitschke-Pagel et Wohlfahrt, 2002). Mais ce rapport n'est pas le seul à influencer le bridage. En effet, en situation de multipasses, la contrainte transversale peut même atteindre la limite élastique puisque l'assemblage est bridé par les passes antérieures. Cette situation est valable aussi dans les situations de réparation où le bridage est généralement plus intense que dans une construction neuve (Zinn et Scholtes, 2002).

1.8.3.5 Influence de la transformation de phase sur les contraintes résiduelles

Dans les aciers autres que les aciers inoxydables austénitiques, des transformations de phases se produisent durant le refroidissement. Le passage d'une phase à une autre génère une

variation de volume. Puisque cette variation survient généralement à haute température, elle n'a que très peu d'impact sur le profil de contraintes final (Akselsen, 2005). À ces températures, la limite d'élasticité du matériau est faible ce qui lui permet de se déformer plastiquement afin «d'accommoder» la variation du volume.

Comme il a été mentionné précédemment, le changement de phase ne se produit pas toujours à haute température. Certains aciers faiblement alliés et inoxydables subissent une transformation de phase à basse température. Ainsi, pour les alliages 13%Cr-4%Ni, l'augmentation de volume générée par la transformation de l'austénite en martensite (soit de 2,2% à 2,4% pour le cas présent (Côté, 2007)) se produit à une température où les propriétés de l'acier sont significatives. Les phénomènes de plastification sont moins importants et le bridage des zones ne subissant pas de changement de phase (ZAT5 et métal de base) augmente (Bhadeshia, 2004) induisant des contraintes de compression dans la zone fondue. En théorie, plus cette température est basse, plus élevée est la limite d'élasticité des aciers et plus grand sera l'impact de l'expansion volumique sur les contraintes. Cependant, il faut savoir qu'une réduction de la température M_s de façon significative n'est possible qu'en augmentant les éléments gammagènes dans l'acier (principalement le nickel) afin de stabiliser l'austénite. Si M_s devient trop bas, une augmentation du taux d'austénite résiduelle s'en suivra, ce qui aura pour conséquence de réduire l'expansion volumique et donc, fera varier les contraintes résiduelles macroscopiques de façon moins importante (Kromm et Kannengiesser, 2011).

La transformation martensite apparaît à une température M_s et se termine à une température M_f . La Figure 1.19 montre différentes températures de début de transformation en fonction des taux de chrome et de nickel contenus dans l'alliage.

Il a été démontré que la transformation de phase n'est pas linéaire sur la plage de température comprise entre M_s et M_f (Koistinen et Marburger, 1959, Bhadeshia et Honeycombe, 2006). Une transformation massive se produit tout près de la température M_s

avec un gradient de transformation maximum lorsque le rapport volumique de la phase martensitique contenu dans la zone en transformation est d'environ 40%. Ce changement collectif est suivi d'un ralentissement (Kromm, 2011).

L'évolution de la transformation martensitique est également liée à la vitesse de refroidissement. Si lors du refroidissement le matériau reste suffisamment longtemps dans la zone de température où la structure est biphasée, il y aura possibilité de microségrégations de nickel dans certaines zones du matériau. Cette ségrégation provient de la faible solubilité du nickel dans la martensite. Cet enrichissement permet de stabiliser l'austénite.

1.8.3.6 Contraintes résiduelles en fonction de la phase présente dans la région soudée

Kromm a découvert à partir de différents aciers à basse température de transformation (8%Cr-8%Ni, 8%Cr-10%Ni et 8%Cr-12%Ni) que les contraintes étaient différentes selon la phase (Kromm, 2011, Kromm et Kannengiesser, 2011). Les auteurs ont montré que la martensite était en compression tandis que l'austénite avait des contraintes nulles voire même de tension (de l'ordre de 150 MPa). Il a aussi déterminé que la contrainte dans l'austénite dépendait grandement de la quantité d'austénite résiduelle et qu'en augmentant la quantité d'austénite par une augmentation des éléments gammagènes dans le matériau d'apport il était possible d'augmenter les contraintes de compression dans l'austénite. Cette austénite est stabilisée par la ségrégation d'éléments gammagènes durant la solidification (Kromm et al., 2011). Elle se trouve dans les espaces intercellulaires (ou interdendritiques pour les vitesses de solidifications plus rapides) et se solidifie en dernier.

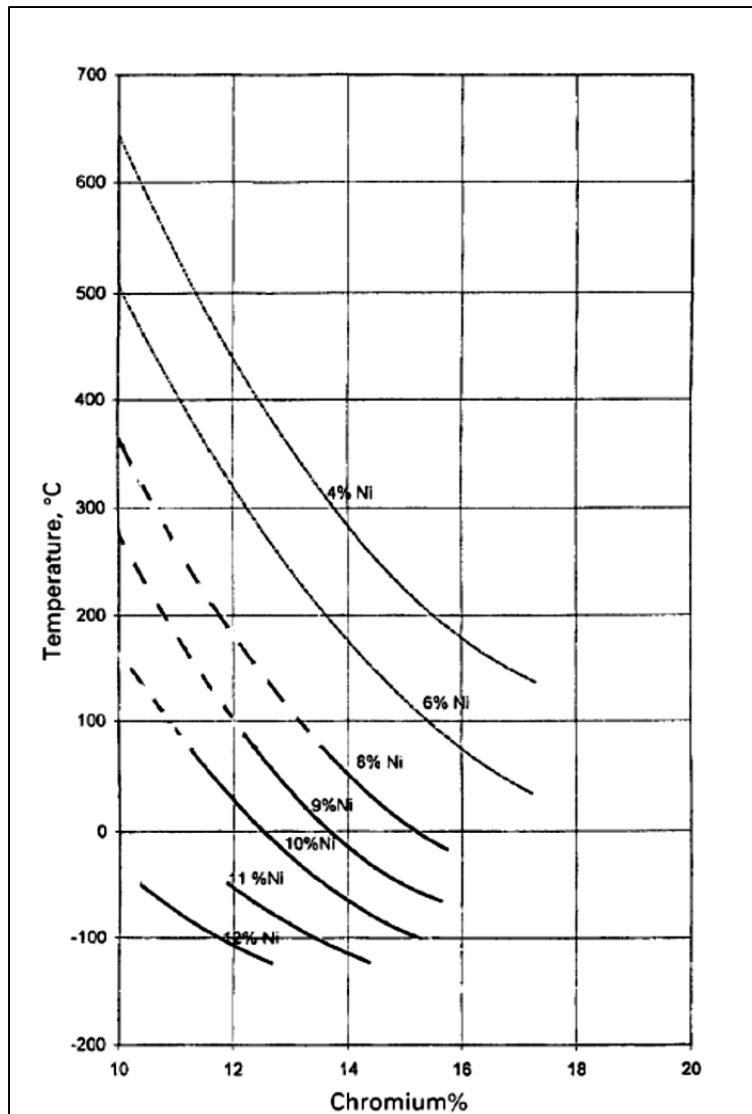


Figure 1.19 Température Ms en fonction de la concentration massique de chrome, tirée de (Lippold, 2005)

1.8.3.7 Impact du mode opératoire de soudage sur les contraintes résiduelles

En soudage, un mode opératoire permet d'établir des paramètres de soudage menant à l'obtention d'un joint de soudure de qualité. Ces paramètres sont généralement reliés à l'énergie de soudage (courant, tension, vitesse d'avance...), mais aussi à la position de

soudage et aux matériaux utilisés (matériau d'apport, gaz de protection...). L'ordre et la disposition des passes en soudage multipasses font aussi partie du mode opératoire.

Comme il a été mentionné, de la compression est généralement générée dans la zone fondue après soudage des aciers inoxydables martensitiques. La plupart des études s'arrêtent sur ce point et vantent les améliorations en fatigue du cordon de soudure fait sur acier inoxydable ou à haute limite d'élasticité (Kromm et Kannengiesser, 2011, Shirzadi et al., 2009, Çam et al., 2010). Tous ces auteurs concentrent leur énergie à déterminer les contraintes résiduelles de la zone fondue sur des soudures monopasse. Cependant, grâce à la méthode des contours, Thibault et al. ont pu identifier des zones de grandes tensions dans le sens longitudinal au cordon. Ces zones étaient dans les régions les plus éloignées de la ZAT, à l'intérieur du joint soudé en multipasses (Thibault et al., 2010, Thibault et al., 2009). Ces zones sont celles partiellement austénitisées durant le soudage. Ceci est particulièrement décelable dans les passes précédant la dernière soudure de dépôts.

Le choix des consommables est très important lors de la réalisation de la soudure. Pour les dépôts monopasse, Kromm a vérifié l'impact de la composition chimique de différents matériaux d'apport martensitiques sur le profil des contraintes finales au milieu du cordon (Kromm et Kannengiesser, 2011). Il a prouvé que l'austénite résiduelle pouvait grandement améliorer la ductilité de la zone fondue tout en réduisant les risques de fissuration à froid. On peut remarquer au travers de cette étude que l'ajout de nickel se fera sentir principalement au niveau de la ZAT en éloignant la zone de tension de la zone fondue. Cependant, il faut s'assurer que le taux d'austénite, résiduelle dans le cas de structure brute de soudage ou de réversion lors de traitement thermique, soit inférieure à 25% (Lippold, 2005) sans quoi, les propriétés mécaniques diminueront considérablement. Il est aussi important de prendre en compte la stabilité de cette austénite sous l'application d'une charge afin de s'assurer qu'il n'y ait pas d'effet TRIP. L'effet TRIP consiste, lors de déformations excessives, en la transformation de l'austénite en martensite ce qui permet de relâcher les contraintes résiduelles de tensions par l'augmentation volumique. Ce comportement représente un

avantage lors de la mise en forme de tôle par exemple (emboutissage). Cependant, l'inconvénient est que la nouvelle martensite est fraîche et donc plus fragile. On peut aussi faire le lien avec la fragilisation par hydrogène présenté à la section 1.8.1. Si la pièce n'a pas subi de traitement thermique d'après soudage, il est fort probable que cette austénite ait piégée une certaine quantité d'hydrogène. Donc lors de la transformation de phase, cet hydrogène sera rejeté dans une matrice non revenue et fragile, ce qui peut créer des problèmes de fragilisation.

Thibault et al. ont quant à eux défini une procédure de soudage permettant d'améliorer les performances en fatigue d'un joint soudé (Thibault, 2010). Lors du raboutage de tôles, les chanfreins devraient être remplis de façon à ne déposer qu'un seul cordon de soudure par couche de remplissage en faisant osciller la torche de soudage. Une telle procédure permet d'obtenir de la compression à la surface des tôles. Cependant, l'auteur note qu'une grande zone de compression comme celle générée par la dernière passe de soudage faite avec oscillation génère de grandes zones de tension sous cordon. Ainsi, les zones susceptibles de fissurer sont sous la surface et les fissures deviennent plus difficiles à déceler.

1.9 Essais de fissuration à froid

Un essai de fissuration, en soudage, permet à un soudeur de définir un mode opératoire de soudage dans des conditions plus sévères que la réalité. En principe, si ce même mode opératoire permet l'obtention d'une soudure sans défaut lors du dépôt sur éprouvette de fissuration, il devrait pouvoir être appliqué sur un assemblage réel, et ce, en toute sécurité. La quantité d'essais de fissuration disponible est importante.

Il existe plusieurs essais de fissuration normalisés. Chacun d'eux sollicite le cordon de soudure d'une façon spécifique (longitudinalement ou transversalement). Cependant, ils ne semblent pas adaptés aux besoins de la présente étude puisque les observations industrielles montrent que le phénomène de fissuration à froid n'apparaît que dans les situations de

soudage multipasses. La fissuration à froid lors du soudage de l'acier 13%Cr-4%Ni, en situation multipasses, se trouve dans les zones affectées thermiquement, à l'intérieur des soudures qui précèdent la dernière passe). Les fissures observées lors de l'assemblage et de la réparation des turbines sont généralement transversales aux cordons de soudure et ne se propagent pas dans le métal de base.

Thibault et al. ont possiblement trouvé une des causes à cette fissuration en étudiant les contraintes résiduelles dans un dépôt multipasses (Thibault, 2010). Ils ont démontré que la dernière passe d'un tel dépôt était en compression tandis que le restant de la soudure était en tension. De plus, les contraintes longitudinales étaient de l'ordre de la limite d'élasticité du matériau tandis que les contraintes transversales étaient pratiquement nulles. Cette dernière affirmation est très importante et indique que l'utilisation d'essai de fissuration à fort bridage transversale n'est pas adaptée aux aciers à basse température de transformation. Aussi, il est possible que la modification d'un essai soit nécessaire afin d'augmenter sa représentativité par rapport à la situation de soudage multipasses.

1.9.1 Essai Tekken

Principe / Norme

L'essai Tekken est régi par la norme EN ISO 17642-2 (Centre Européen de Normalisation, 2005). L'essai consiste principalement à réaliser un dépôt de soudure sur un chanfrein en Y (Figure 1.20). La forme du chanfrein est très importante puisqu'elle détermine la sévérité de l'essai grâce à la concentration de contrainte créée par le fond du chanfrein. Cet essai est utilisé pour évaluer les risques de fissuration à froid d'un mode opératoire de soudage, principalement dans le métal de base.

Deux plaques découpées aux dimensions dictées par la norme et présentée plus bas, sont usinées afin d'obtenir le chanfrein désiré. Ces plaques sont assemblées par un dépôt de soudage aux deux extrémités, appelé cordon d'ancrage (Figure 1.20, coupe BB).

Une procédure de soudage doit être déterminée afin de réaliser les cordons d'ancrage sans défauts (préchauffage, température d'entrepasse, faible taux d'hydrogène...). Idéalement, les plaques devraient être assemblées de façon à ce que leurs sens de laminage soit parallèle au cordon d'essai.

Les cordons d'ancrage ne doivent pas nécessairement être faits avec le même matériau d'apport que celui testé si ça permet la prévention de défauts d'assemblage. Cependant, les consommables utilisés doivent avoir des propriétés mécaniques équivalentes ou supérieures à celles du matériau à tester afin de préserver des conditions de bridage suffisamment importantes.

Lorsque les plaques sont assemblées, l'éprouvette doit subir un préchauffage équivalent à celui dicté par le mode opératoire de soudage. Idéalement, ce préchauffage devrait être fait au four afin d'obtenir une température uniforme dans toute la pièce et de réduire les risques de carburation de l'éprouvette par une flamme par exemple. La température de préchauffage devrait être légèrement supérieure à celle du mode opératoire afin de prévoir le refroidissement de l'éprouvette durant la période entre le moment où elle est sortie du four et le moment où le soudage débute. L'écart de température, avant soudage, entre la pièce à souder et la température de préchauffage dictée dans la procédure ne doit pas dépasser de 5°C.

Le cordon d'essai peut être déposé de deux façons (voir Figure 1.21). La position de soudage doit être à plat (1G) et aucun dispositif modifiant la vitesse de refroidissement ne doit être ajouté.

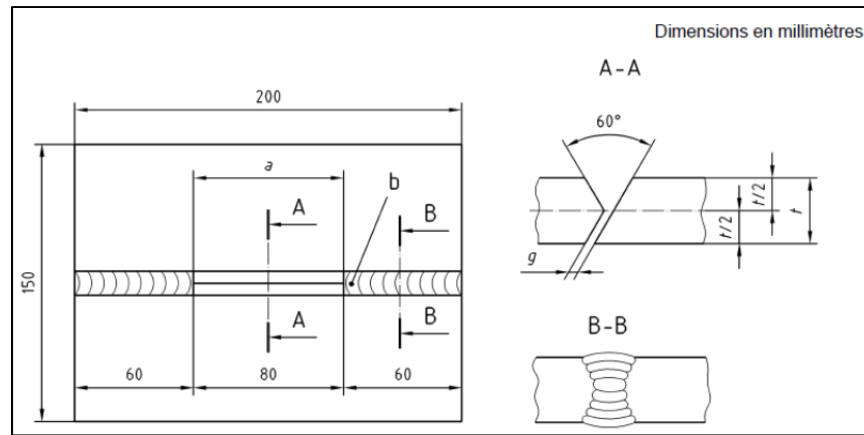


Figure 1.20 Éprouvette d'essai Tekken tirée de (ISO17642-2, 2005)

Dimensions de l'éprouvette

Les dimensions de l'éprouvette Tekken dictées par la norme sont présentées à la Figure 1.20. Le choix de l'épaisseur est laissé à l'utilisateur, cependant, il faut respecter une épaisseur minimale de 10 mm. Il est possible de faire varier ce paramètre afin d'accroître la sévérité de l'essai. L'utilisation d'éprouvettes plus épaisses permet d'augmenter le bridage et les vitesses de refroidissement. Dans le même ordre d'idée, certaines études ont aussi été réalisées avec des éprouvettes plus larges et plus longues (Debiez, 1984).

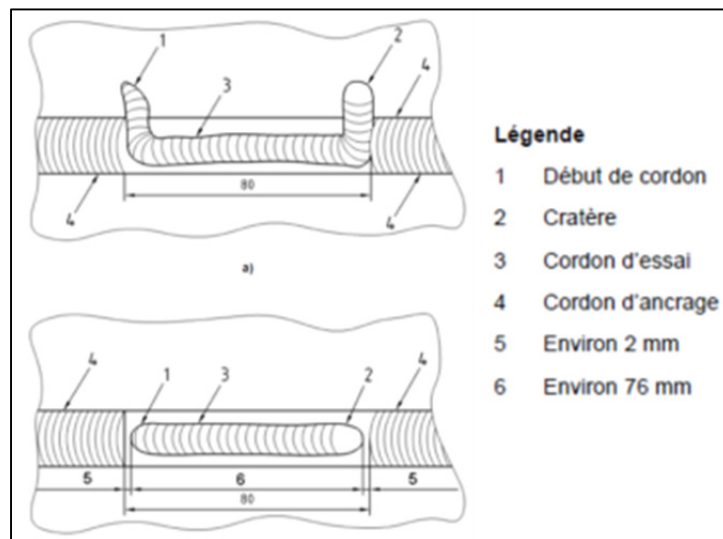


Figure 1.21 Dépôt sur éprouvette Tekken tirée de (ISO17642-2, 2005)

Il faut aussi savoir que d'autres configurations de chanfrein sont possibles. Elles permettent de modifier l'emplacement de la concentration de contrainte et ainsi de générer des fissures aux endroits désirés (dans le cordon ou dans la ZAT).

Paramètres d'essai

Préchauffage

Le préchauffage est un des paramètres qu'il est permis de faire varier lors de la réalisation de l'essai Tekken. On sait que la température de préchauffage a pour effet de modifier la fragilité de la structure, l'amplitude de contraintes résiduelles ainsi que le taux d'hydrogène diffusible. Alors une réduction de la température de préchauffage augmente la sévérité de l'essai.

Énergie de soudage

L'énergie de soudage a un impact sur la ductilité de la ZAT et de la zone fondue. L'augmentation de l'énergie de soudage permet la réduction des vitesses de refroidissement et provoque donc un adoucissement de la microstructure. Un gros bain forme un dépôt plus important (une section plus grosse) et réduit l'effort dans la soudure générée par le bridage. Par contre, une procédure réalisée à grande énergie introduit plus d'hydrogène dans la zone fondue et nécessitera un temps de dégazage plus grand. De plus, les phénomènes de ségrégation seront amplifiés.

Hydrogène diffusible

L'effet de l'hydrogène diffusible est un autre paramètre pouvant être évalué par l'essai. Plusieurs méthodes peuvent être employées afin de réaliser cette tâche. L'hydrogène peut varier en fonction des précautions apportées au niveau du stockage des consommables, en fonction du postchauffage et du préchauffage effectués sur la pièce, en fonction de l'environnement ou finalement par le biais du gaz de protection (introduction d'hydrogène dans le gaz, volontaire ou non). Des essais d'hydrogène diffusible (ISO 3690 ou AWS A4.3)

peuvent être réalisés dans les mêmes conditions de soudage que le Tekken afin d'en déterminer sa quantité.

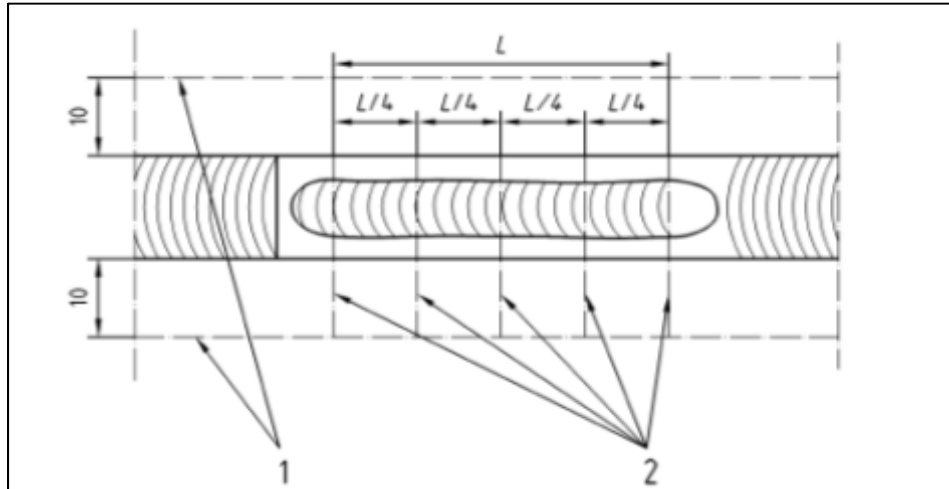


Figure 1.22 Position des coupes pour l'inspection des soudures déposées sur une éprouvette Tekken. Tirée de (International Standard, 2005)

Résultats d'essai

Après le soudage des éprouvettes, une inspection visuelle est nécessaire. Cette inspection a pour but de détecter des fissures en surface. Ensuite, cinq coupes doivent être faites sur le cordon d'essai (Figure 1.22). Ces coupes doivent être inspectées par macroscopie et les fissures doivent être dimensionnées. Ces mesures doivent être prises afin de déterminer le taux de fissuration à partir de l'équation 1.13. Par la suite, un profil de dureté doit être fait sur une des sections de l'éprouvette. Ce profil doit couvrir le métal de base, la ZAT et la zone fondue.

Finalement quelques auteurs ont instrumenté l'essai Tekken. Ainsi des capteurs acoustiques ont été utilisés afin de déterminer le moment où l'éprouvette fissure (Alcantar et Rogerson, 1984). Aussi, Matsuda et al., au milieu des années 80, ont tenté de définir l'impact de l'expansion volumique sur les contraintes de bridage à l'aide d'une jauge de déformation

placée sur le côté de l'éprouvette (Matsuda et al., 1984). La position de la jauge est montrée à la Figure 1.23.

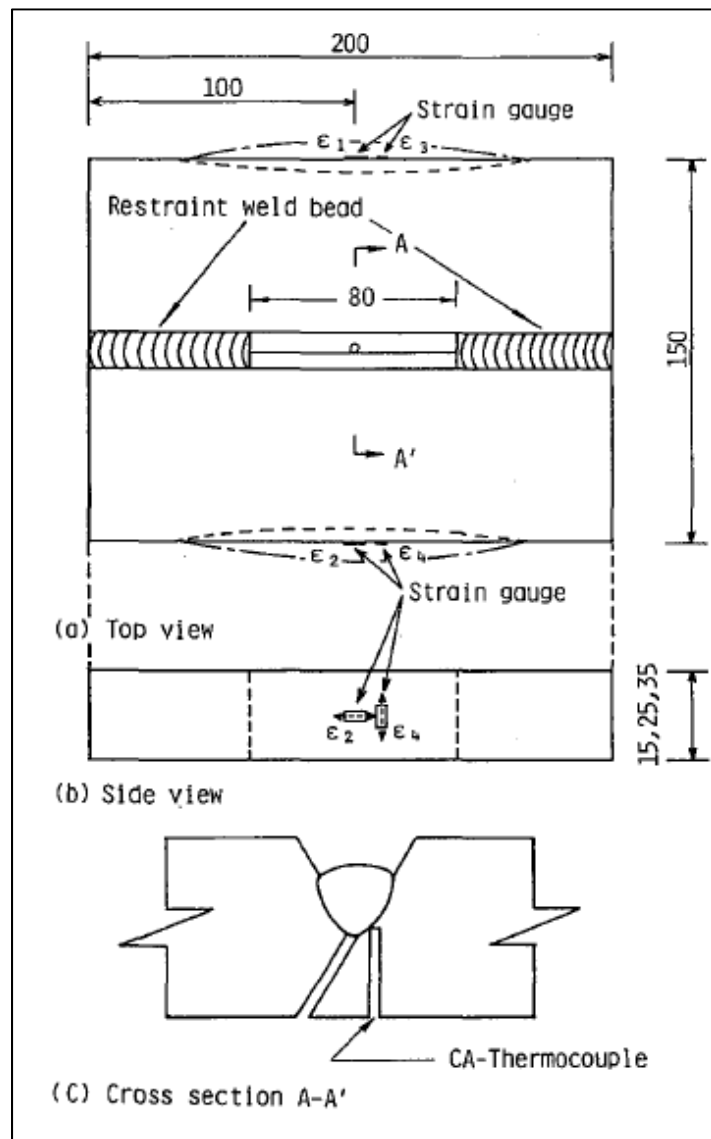


Figure 1.23 Essai Tekken instrumenté, unités en mm. Tirée de (Matsuda, 1984)

$$TAF = \frac{H_c}{H} \times 100 \quad (1.13)$$

où

H_c est la hauteur de la fissure en racine ;
 H est la hauteur minimale du dépôt ;
 TAF est le taux de fissuration.

1.9.2 Essai GBOP (Gapped Bead-on-Plate)

Principe / Norme

L'essai GBOP est régi par la norme américaine AWS B4.0 (American Welding Society, 2007). Il permet de vérifier la sensibilité d'un mode opératoire à la fissuration à froid. Il est important de noter que de par sa géométrie, l'essai permet de mettre à l'épreuve le métal d'apport et non le métal de base (ou la ZAT). Afin de ne pas modifier la composition chimique de la zone fondue par la limitation de l'effet de dilution, le métal de base et le métal d'apport devraient avoir des compositions chimiques semblables. Si c'est impossible, un beurrage (ou rechargement) doit être fait sur les éprouvettes avant le dépôt du cordon d'essai.

Deux blocs sont placés bout-à-bout comme à la Figure 1.24 et sont maintenus ensemble par serrage à l'aide d'une serre en C. Le soudage débute sur un des deux blocs et se termine sur l'autre. Sur un des deux blocs, une rainure de 0.75mm est usinée ce qui permet de garder un écartement entre les pièces. Ce jeu permet de générer un effet d'entaille en racine de soudure, rendant la situation plus sévère que la réalité.

Toujours selon la norme, avant de réaliser un essai, l'éprouvette doit d'abord être dégazée à 288°C pour 5h. Ensuite, elle doit être préchauffée à une température supérieure de 25°C à la température de préchauffage dictée par le mode opératoire. Une fois la température atteinte, les pièces sont déposées dans un montage ou bien sur une table et la serre en C est installée. Finalement, le cordon est réalisé lorsque la température des blocs atteint la température de préchauffage dictée par le mode opératoire et 24h après le dépôt, l'éprouvette peut être inspectée.

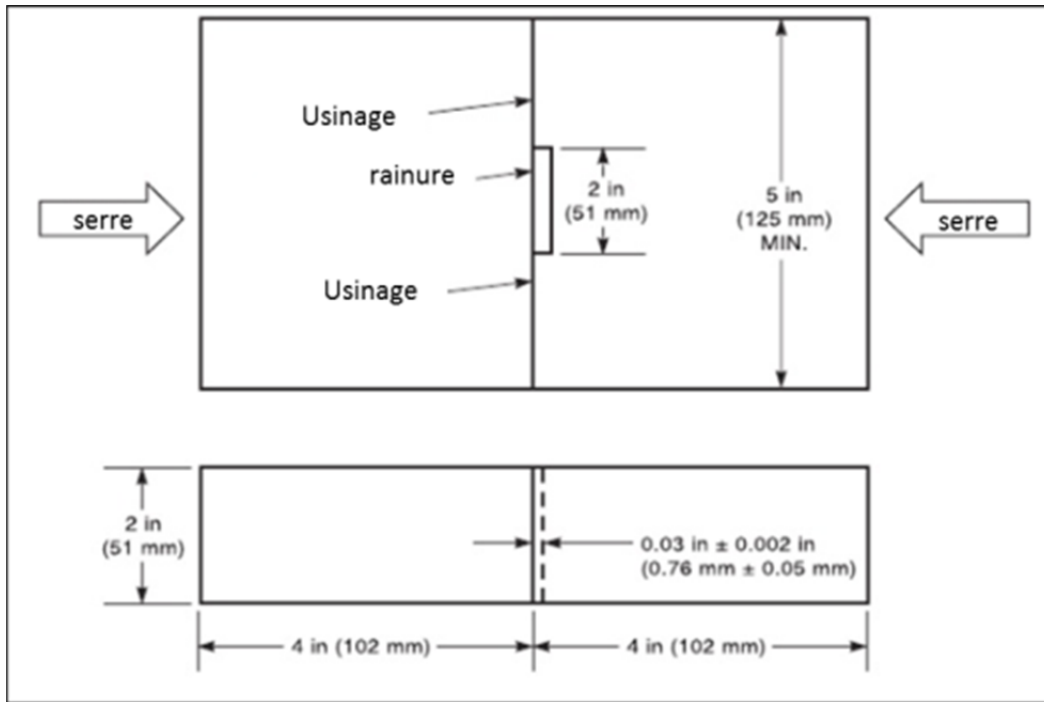


Figure 1.24 Éprouvette GBOP tirée de (American Welding Society, 2007)

Dimension de l'éprouvette

L'éprouvette, présentée à la Figure 1.24, a une dimension de 102 mm x 125 mm x 50 mm. Il est possible, en utilisant des blocs plus gros et carrés, d'usiner des rainures sur les quatre côtés. Ainsi l'éprouvette peut être réutilisée 4 fois, voire 8 fois avant de devoir subir un traitement thermique (Pitrun et Nolan, 2006).

Paramètres d'essai

Les paramètres d'essais sont les mêmes que pour tous les essais de fissuration autobridée. En général, la température de préchauffage et l'énergie de soudage sont les variables. L'hydrogène peut aussi varier par le biais du gaz de protection.

Résultats d'essai

24 heures après le soudage, les pièces peuvent être inspectées. Dans un premier temps une inspection visuelle est faite afin de déceler les défauts débouchant. Si aucune fissure

n'apparaît en surface, les blocs peuvent être séparés par flexion afin que le faciès soit analysé. En fonction du mode de rupture, le pourcentage de la surface fissurée peut être calculé par traitement d'image à partir d'une macrographie.

Il y a deux façons d'interpréter les résultats. Ils peuvent être utilisés afin de comparer plusieurs modes opératoires. C'est-à-dire que les pourcentages de fissuration de chacun des faciès d'une série d'essais peuvent être comparés afin d'évaluer la sensibilité à la fissuration à froid d'un métal d'apport par exemple. Une deuxième façon d'utiliser le test est par l'imposition d'un critère. On définit un pourcentage de fissuration au-delà duquel, l'essai est rejeté. Par exemple, ce critère pourrait être de 10%, donc une fois que les blocs d'essai sont séparés, si le pourcentage de fissuration est supérieur à 10%, on considère que le mode opératoire n'est pas adéquat. La norme ne spécifie aucun critère, il revient donc à l'utilisateur de choisir une valeur.

1.10 Synthèse de l'étude bibliographique

Les aciers inoxydables martensitiques de type 13%Cr-4%Ni ont une bonne ductilité. Cette ductilité provient de leur faible taux de carbone. Généralement, ils sont livrés à l'état trempé revenu ce qui permet l'adoucissement de la martensite par la précipitation de carbures.

Il a été expliqué dans le précédent chapitre que la fissuration à froid était un défaut de soudage relié à une microstructure fragile, à la présence d'hydrogène diffusible et à des contraintes résiduelles de tension élevées. Pour les aciers inoxydables de type 13%Cr-4%Ni, la dissolution de carbures dans la zone fondue et la présence de ferrite δ aux joints de grains sont les deux éléments responsables de l'élévation de la sensibilité à la fissuration à froid de l'alliage. La présence de ferrite dans la microstructure provoque une décohésion de la matrice martensitique lors de l'application d'une charge (comme les contraintes résiduelles). La présence de la ferrite en grande quantité provoque généralement des fissures transversales au cordon de soudure. Une autre phase présente dans l'alliage est l'austénite. Cette austénite

jouera aussi un rôle important dans l'apparition de fissure. Son rôle varie en fonction de sa stabilité. Si elle est stable thermiquement et mécaniquement, l'austénite peut dissoudre une grande quantité d'hydrogène. En emprisonnant cet hydrogène, elle permet d'en réduire la concentration dans la martensite et diminue ainsi les risques de fissuration à froid. Cependant si elle est instable, elle agira comme un réservoir et rejettera cet hydrogène dans la martensite fraîche lors de son changement de phase.

Concernant l'hydrogène, ses sources sont multiples (métal de base, métal d'apport, air...) Généralement, il est introduit dans le bain de fusion une fois ionisé par l'arc électrique et augmente la fragilité de la soudure. La théorie la plus populaire est la théorie de la pression. Les atomes d'hydrogène vont être emprisonnés dans les défauts du réseau cristallin et vont se stabiliser en revenant sous forme de molécule (H_2). Cette molécule, étant plus grosse que les atomes d'hydrogène, elle augmente la pression localement ce qui a pour conséquence la fragilisation du matériau. Cette théorie n'est pas la seule, il en existe au moins trois autres.

Les contraintes résiduelles, dans une soudure monopasse, sont inversées par rapport à celles que l'on retrouve lors du soudage d'autres alliages. Ce phénomène est causé par la transformation de phase à basse température. Ce point est important et risque fort d'influencer les résultats des essais de fissuration puisque ces essais utilisent des entailles afin d'augmenter la contrainte localement et par le fait même, leur sévérité. Or si aucune tension n'est présente dans le cordon de soudure, ces concentrateurs perdent une grande partie de leur utilité. Il faudra donc prévoir des modifications afin d'adapter ces essais au soudage des aciers à basse température de transformation. À l'opposé, à l'exception de la dernière passe, le soudage multipasses crée de fortes tensions dans le dépôt. Il sera donc intéressant de faire plus qu'un cordon lors de la réalisation des essais de fissuration.

Le but de cette étude est de déterminer un essai de fissuration permettant d'évaluer la sensibilité à la fissuration à froid des aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni. L'efficacité de deux tests (essai Tekken et essai GBOP) réalisés selon la norme AWS B4.0, ont été comparée. À

la lumière de cette revue littéraire, des essais ont aussi été faits sur des éprouvettes aux configurations différentes de celles imposées par la norme. Ces modifications ont été apportées afin d'inverser la contrainte de compression générée par l'expansion volumique d'une soudure monopasse et favoriser l'apparition du phénomène de fissuration à froid.

CHAPITRE 2

MÉTHODOLOGIE

Ce chapitre traite de la démarche expérimentale adoptée afin de déterminer et d'étudier l'essai de fissuration destiné à évaluer la sensibilité à la fissuration à froid des produits d'apport de type 410NiMo.

Deux essais de fissuration ont d'abord été évalués, soit les essais Tekken et GBOP. Ensuite des modifications leur ont été apportées afin de les adapter aux alliages à basse température de transformation de phase. Ces modifications tiennent compte des conditions industrielles (pièces massives et vitesse de refroidissement rapide) et du profil de contraintes particulier généré par le soudage multipasses des aciers 13%Cr-4%Ni. Ensuite, un bref survol de la démarche utilisée afin d'étudier l'hydrogène diffusible issu du métal d'apport sera fait pour finir avec la méthode utilisée pour l'étude métallographique des résultats de l'essai de fissuration.

2.1.1 Essais préliminaires

Des essais préliminaires ont d'abord été effectués dans le but de déterminer l'essai de fissuration approprié à la présente situation. L'essai Tekken a été retenu à cause de sa grande sévérité générée par le bridage transversal et l'effet d'entaille en fond de chanfrein tandis que l'essai GBOP permet d'obtenir des fissures transversales comme celles retrouvées industriellement. Ce dernier permet seulement d'évaluer la sensibilité à la fissuration à froid du matériau d'apport. Chacun des essais a été fait dans différentes configurations afin d'obtenir l'état de contraintes résiduelles désiré (Figure 2.7 à Figure 2.10).

2.1.2 Matériau de base

Le matériau de base pour l'ensemble du projet était du UNS S41500 qui est une nuance d'acier 13%Cr-4%Ni corroyée. Sa composition chimique, déterminée selon les normes ASTM E1479 et ASTM E1019, est présentée dans le Tableau 2-1.

Tableau 2.1 Composition chimique de l'acier UNS S41500 utilisé comme métal de base dans cette étude (% massique)

C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Ni	Mo
0,019	0,85	0,014	0,002	0,52	0,21	12,18	4,48	0,66

Il s'agit de la version laminée du CA6NM. Les éprouvettes ont été prélevées dans des blocs de 280 mm x 610 mm x 57 mm et ont toutes subies une trempe à 950°C (3h) suivie d'un revenu à 620°C (2h) sous atmosphère inerte. Ce traitement thermique avait pour but d'homogénéiser la microstructure avant chaque essai. Il a été choisi de façon à :

- Éviter le grossissement de grains;
- Obtenir un maximum d'austénite de réversion;
- Éviter la décarburation de l'éprouvette.

2.1.3 Matériau d'apport

Comme le métal de base, le métal d'apport est un acier inoxydable martensitique. Il s'agit d'un fil fourré de type 410NiMo. Les Tableaux 2-2 et 2-3 montrent la composition chimique de l'alliage et décrivent les caractéristiques de l'électrode:

Tableau 2.2 Composition chimique du métal d'apport (% massique)

C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Ni	Mo
0,021	0,36	0,008	0,011	0,37	0,03	12,46	4,39	0,56

Ce fil FCAW est composé d'un feillard d'acier bas carbone et les éléments d'alliages sont introduits par le biais du flux. La particularité de ce fil est que le chrome introduit dans le flux est pur, contrairement à la majorité des fabricants qui ont l'habitude d'utiliser du ferrochrome. Cette manipulation est faite dans l'optique de réduire les concentrations d'hydrogène diffusible, car le ferrochrome est hygroscopique, c'est-à-dire qu'il a une forte tendance à absorber l'hydrogène. Ceci peut être expliqué par le fait qu'ils contiennent entre 50% et 70% de chrome. Le diagramme Fer-Chrome présenté à la Figure 1.1 montre qu'avec une telle teneur en chrome, la phase stable à température ambiante devrait être la phase σ . Kuroda et Nakade ont montré que cette phase permet de dissoudre une grande quantité d'hydrogène à cause de sa structure cristalline (Kuroda et Nakade, 2008).

Tableau 2.3 Caractéristiques du métal d'apport

Fabricant	Hobart Brothers
Code du produit	CPG 410NiMoT1
Numéro de lot	3484T
Diamètre du fil	1,6mm
Gaz de protection	25%CO ₂ , 75%Ar

Cependant, d'autres problèmes sont générés par cette façon de faire, amenant le matériel d'apport à se comporter de façon particulière. Le chrome ayant une température de fusion et une densité supérieure à l'acier ne fond pas en entier, créant des défauts. Dû à cette particularité, le besoin de comparer les résultats provenant de l'essai de fissuration avec des produits d'apports plus communs s'est fait ressentir. Donc un produit d'apport de 1,6 mm diamètre et de composition chimique semblable à celle du produit d'Hobart, mais provenant de la compagnie ESAB a été essayé. Sa composition chimique est présentée au Tableau 2-4. En plus de ce fil FCAW, un fil solide de 1,2 mm de marque Executive a été évalué puisque ce type de produit n'a pas de flux et est reconnu pour avoir des taux d'hydrogène diffusible

plus bas. Ils sont généralement moins sensibles au problème de fissuration à froid. La composition chimique de ce dernier produit est décrite dans le Tableau 2-4.

Tableau 2.4 Composition chimique du fil solide Executive et du fil fourré ESAB

	C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Ni	Mo
Executive	0,020	0,337	0,0017	0,0009	0,37	0,102	12,183	4,57	0,42
ESAB	0,021	0,487	0,008	0,019	0,69	–	12,14	4,93	0,51

2.1.4 Installation de soudage

L'ensemble des manipulations a été fait dans les laboratoires de l'École de technologie supérieure (ETS) et de l'Institut de recherche d'Hydro-Québec (IREQ). L'installation de soudage automatisé (IREQ et ETS) était composée d'un robot Scampi accompagné d'une source GMAW/FCAW Lincoln PowerWave 455M/STT munie de galets en V crantés et d'une torche de 6 pi. Pour ce qui est du préchauffage, il était fait à la flamme oxyacétylénique pour le montage de refroidissement afin d'éviter de faire fondre les conduits d'eau et au four pour les éprouvettes afin d'avoir une chauffe uniforme et d'éviter la carburation des pièces par une flamme oxyacétylénique.

2.1.5 Détermination de cycles thermiques de référence des soudures d'intérêt

Les essais de fissuration représentent des situations critiques de par leur géométrie. Cependant, à cause de leur faible volume (si on le compare avec une turbine hydroélectrique par exemple), les conditions thermiques sont souvent bien différentes de la réalité. Les temps de refroidissement peuvent être plus lents sur les éprouvettes d'essai de fissuration. Ce changement produit généralement un meilleur dégazage de l'hydrogène et un adoucissement de la microstructure réduisant les risques de fissuration et par le fait même, la sévérité de l'essai. Il devient alors intéressant d'utiliser un montage permettant de refroidir l'éprouvette afin d'obtenir des conditions thermiques réalistes. L'objectif de la démarche était de vérifier

si l'utilisation d'un tel montage était nécessaire et déterminer les conditions permettant d'obtenir, pour un cordon déposé sur éprouvette et dans les mêmes conditions de soudage (paramètres, préchauffage), des cycles thermiques semblables à ceux obtenus lors du soudage d'une turbine.

La méthode du harpon a été utilisée afin de définir les cycles thermiques de référence. Cette méthode consiste à introduire un thermocouple dans le bain de fusion, derrière l'arc. Une première série de données devait provenir d'une roue de turbine afin d'obtenir des courbes de référence permettant la calibration de l'essai. Cependant, utiliser la méthode du harpon sur une soudure réalisée sur turbine est problématique. L'insertion d'un thermocouple crée un défaut qui doit donc être réparé.



Figure 2.1 Montage pour acquisition des courbes de refroidissement en situation réelle

Afin d'éviter cette situation, il a été décidé de prendre les courbes de refroidissement sur des blocs, assemblés par un joint en T (Figure 2.17) et suffisamment gros pour qu'une augmentation du volume du métal de base n'ait plus d'influence sur la vitesse de

refroidissement. Les dimensions de ces blocs ont été déterminées à partir d'un modèle numérique décrit ici-bas.

2.1.5.1 Modèle numérique

Le modèle numérique 3D pour comparer l'effet de la taille des blocs sur les cycles thermiques d'un joint en T. Ce type de joint représente bien la configuration utilisée pour l'assemblage des aubes de turbine. Le modèle 3D a été réalisé sur le logiciel Ansys v14. Dans un premier temps, les propriétés thermiques du matériau ont été établies et la géométrie a été modélisée. Le maillage a par la suite été créé sur une des faces de l'assemblage pour ensuite être «propagé» sur le volume.

Propriétés

Les propriétés utilisées pour la simulation étaient le coefficient de diffusion, la capacité thermique, la densité et le coefficient de convection de même que la densité. Pour faciliter l'application des propriétés aux éléments, seules les propriétés au chauffage (changement de phase austénite→martensite se produit à 750°C environ) ont été utilisées. Pour augmenter la précision du modèle, il aurait été préférable de changer ces propriétés au refroidissement. Ces données ont été tirées des travaux de Viyanit (Viyanit, 2005) et sont présentées à la Figure 2.2.

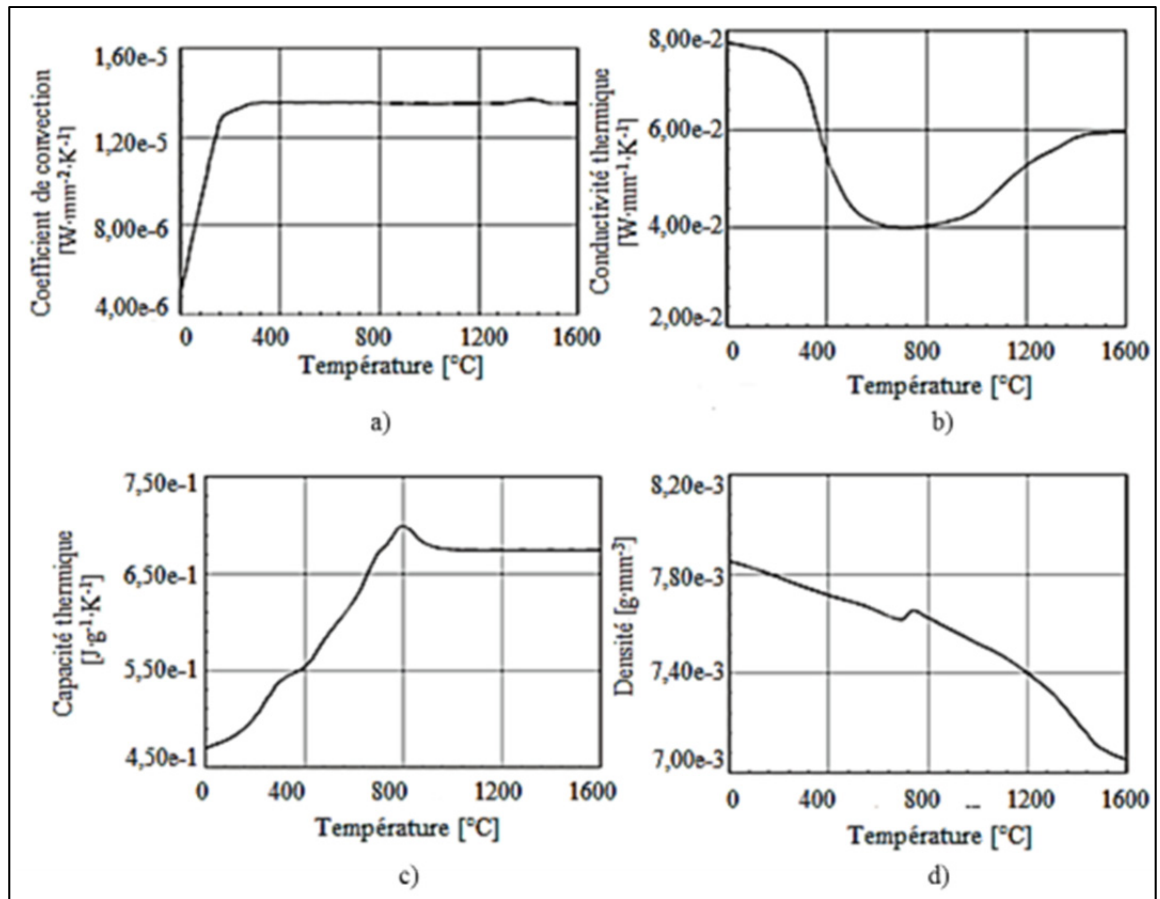


Figure 2.2 a) Coefficient de convection en fonction de la température, b) Conductivité thermique en fonction de la température c) Capacité thermique en fonction de la température d) Densité en fonction de la température. Tirée de (Viyanit, 2005)

Géométrie

La géométrie a été réalisée de sorte qu'une seule moitié de l'assemblage soit modélisée, en imposant bien sûr un plan de symétrie passant par le centre du bloc vertical. Les volumes ont aussi été divisés comme sur la Figure 2.3 afin de faciliter le maillage.

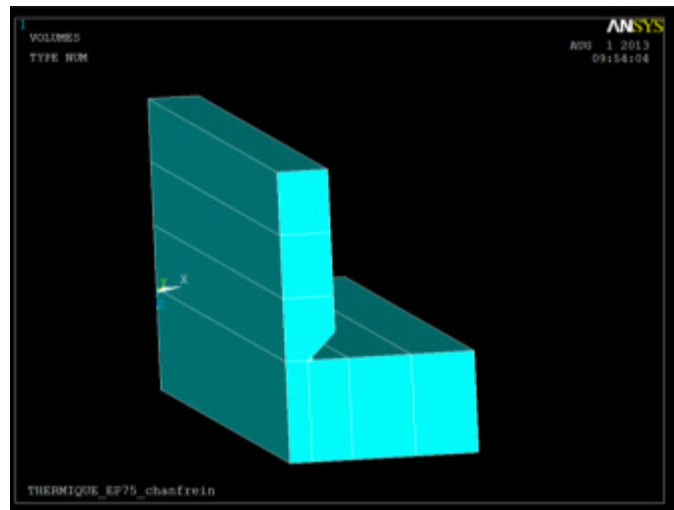


Figure 2.3 Modélisation volumique de l'assemblage servant à l'acquisition de courbes de refroidissement typiques

Maillage

Les éléments choisis sont du type SOLID70. Il s'agit d'un élément thermique solide à 8 nœuds. Il peut être utilisé autant en régime permanent qu'en régime transitoire. Pour le maillage, la surface représentant la section de l'assemblage a d'abord été maillée. Ce maillage a par la suite été propagé sur le volume.

Dû à la taille de l'assemblage, un maillage relativement grossier a dû être utilisé. Les éléments les plus petits étaient d'un millimètre de côté et se trouvaient dans la zone représentant la zone fondue. Ensuite, à chaque changement de section de volume, en s'éloignant de la zone fondue, la taille du maillage était doublée. La Figure 2.4 montre le maillage utilisé.

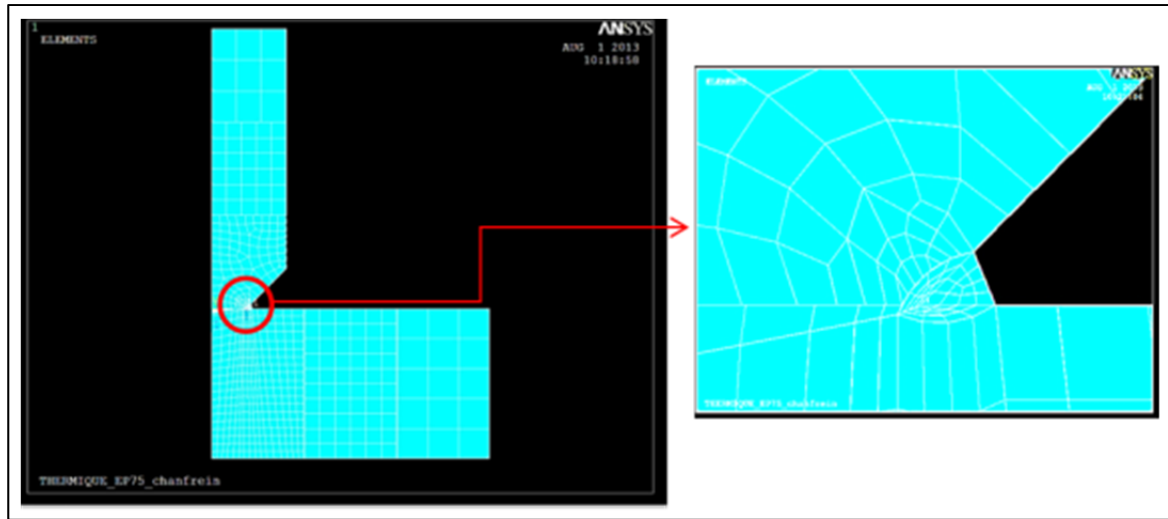


Figure 2.4 Maillage de la section de l'assemblage

Puisque le but de l'étude n'était pas la simulation numérique, aucune étude de convergence du maillage n'a été effectuée. La taille du modèle et la limitation du matériel informatique faisaient en sorte que le temps de calcul était important. Et une étude de convergence aurait retardé le projet. Puisque l'étude était seulement qualitative, la taille des éléments a été définie en fonction de la capacité de l'ordinateur utilisé. Un travail plus approfondi aurait pu être fait sur la qualité du maillage, principalement au niveau de la ZAT.

Source thermique

Une source volumique de type double ellipsoïde a été utilisée afin de modéliser le flux de chaleur généré par l'arc. Cette source a été développée par Goldak (Goldak et al., 1984) et est présentée à la Figure 2.5 (Goldak et al., 1984) (Goldak et al., 1984). L'équation 2.1 représente la distribution de la chaleur devant le fil (métal d'apport) :

$$q(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{abc\pi\sqrt{\pi}} e^{\left(\frac{-3x^2}{a^2}\right)} e^{\left(\frac{-3y^2}{b^2}\right)} e^{\left(\frac{-3z^2}{c^2}\right)} \quad (2.1)$$

L'équation 2.2 représente la même chose, mais derrière le fil :

$$q(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{abc\pi\sqrt{\pi}} e^{\left(\frac{-3x^2}{a^2}\right)} e^{\left(\frac{-3y^2}{b^2}\right)} e^{\left(\frac{-3z^2}{c^2}\right)} \quad (2.2)$$

La seule différence entre les deux équations est la variable « f » qui représente la fraction de chaleur à $Z \geq 0$ (f_f) et à $Z < 0$ (f_r). De plus, la somme des deux paramètres doit être égale à 2.

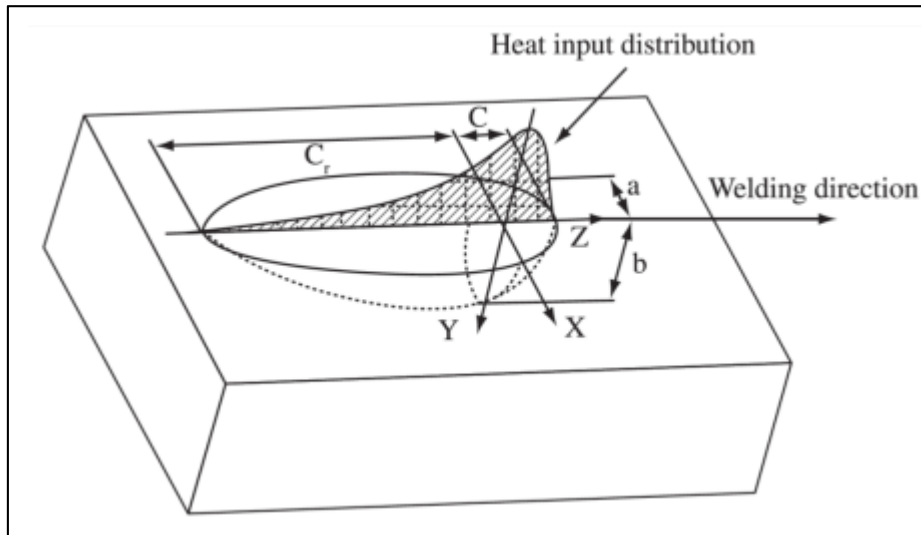


Figure 2.5 Source thermique de type double ellipsoïde définie par Goldak, tirée de (Goldak, 1984)

Dans un premier temps, une table de paramètres de type «array» a été créée de façon à ce que la dimension de la table corresponde à la dimension du bain fondu, en mm (le nombre de rangées correspondant à la longueur totale du bain, le nombre de colonnes correspondant à la largeur totale du bain et le nombre de plans correspondant à la profondeur du bain). Par la suite, le tableau était rempli à l'aide des formules 2.1 et 2.2, en incrémentant les coordonnées X, Y et Z. Par la suite, en fonction de leur position, l'entrée de chaleur était appliquée, sous forme de charge volumique, aux éléments contenus dans le volume de Goldak.

Calcul

Le calcul en régime transitoire a été fait par intégration temporelle. Le pas de temps était de $\frac{1 \text{ mm}}{\text{vitesse d'avance}[\frac{\text{mm}}{\text{sec}}]}$. À chaque pas de temps, un nouveau système de coordonnées cartésien local était créé. Ce système était déplacé de 1mm à chaque incrément de temps et son origine représentait le centre de l'arc et donc, le point le plus chaud de la source de chaleur. Ensuite, tous les éléments contenus dans l'ellipsoïde étaient sélectionnés pour qu'une valeur d'entrée de chaleur leur soit attribuée. Cette valeur provenait du tableau de type «array» et était sélectionnée en fonction de la position du centroïde de l'élément par rapport au système de coordonnées local. Une fois rendu au bout de l'assemblage, le flux de chaleur était coupé et le temps était écoulé le temps du refroidissement de la pièce.

2.1.5.2 Ajustement du refroidissement de l'éprouvette GBOP

L'essai GBOP finalement retenu (voir chapitre 3) a été modifié afin de reproduire les cycles thermiques vus en usine. Deux courbes de refroidissement ont été réalisées à partir de données collectées lors du soudage d'éprouvettes GBOP. Une première a été obtenue sur une éprouvette standard et une autre a été obtenue sur une éprouvette refroidie par un montage d'aluminium. La technique du harpon a été réutilisée afin d'obtenir les cycles thermiques du bain de fusion. Le but était de valider la nécessité de l'utilisation d'un montage afin d'obtenir des cycles thermiques semblables à ceux observés lors de l'assemblage d'une turbine.

2.1.6 Vérification de la présence de fissures dans une soudure déposée sur une éprouvette GBOP

Il a été nécessaire de trouver une méthode afin d'inspecter les soudures. La majorité du temps, les fissures n'étant pas débouchantes, les soudures ne pouvaient donc pas être inspectées par une méthode de contrôle surfacique. Il fallait donc séparer l'éprouvette par flexion et analyser le faciès de rupture. Puisque la fissuration à froid est un phénomène

fragile, il était logique de penser que les zones rompues selon un mécanisme de clivage pouvaient lui être associées tandis que les zones du faciès plus ductile pouvaient être attribuables à l'action d'ouverture de la fissure. Afin de s'assurer de la validité de cette hypothèse, des essais d'émission acoustique ont été menés sur les éprouvettes afin de détecter des fissures avant même de séparer les blocs. Ce point est expliqué plus en détail à la section 2.1.7.2.

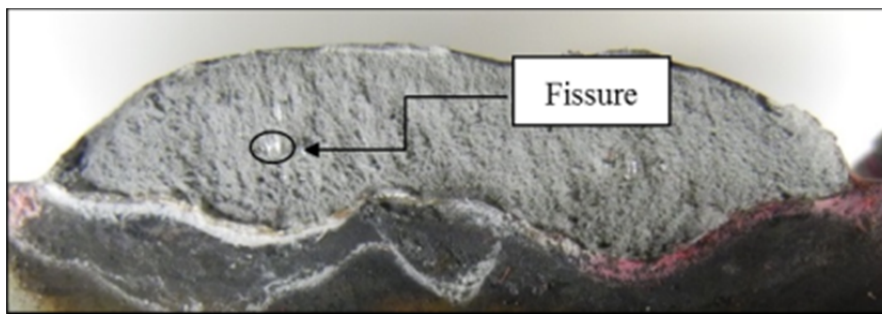


Figure 2.6 Zone clivée sur un faciès de rupture d'un essai GBOP

2.1.6.1 Méthode d'inspection des éprouvettes de fissuration

Une première inspection, visuelle, était effectuée sur la soudure. Elle avait pour but de déceler les défauts débouchant. Sur quelques échantillons, cette inspection a été complémentée par une inspection par ressuage. Puis, les blocs de l'éprouvette GBOP étaient séparés par flexion. Le faciès de rupture était examiné par microscopie optique à faible grossissement, puis le pourcentage de la surface fissurée était calculé par analyse d'image. Ces zones fissurées étaient très brillantes comme à la Figure 2.6. Elles sont attribuables à une rupture selon un mode de clivage.

2.1.6.2 Validation des résultats par émission acoustique

La supposition émise plus haut, stipulant que les zones brillantes du faciès de rupture étaient attribuables au phénomène de fissuration à froid, devait être confirmée. Dans cette

perspective, des essais d'émission acoustique ont été menés (Fang et al., 1995). Deux capteurs acoustiques, de modèle S9215 de Physical Acoustics Corporation, ont été placés sur deux coins opposés de l'éprouvette GBOP (Figure 2.7). Les capteurs, jumelés à des amplificateurs 100-1200 kHz, étaient reliés à un système DISP – Acoustic Emission Workstation. L'utilité de ces capteurs était d'enregistrer l'historique vibratoire de l'éprouvette durant le refroidissement, sachant que la fissuration provoquerait une perturbation. Il était donc possible de supposer qu'une perturbation importante pouvait être associée à l'amorçage (ou à la propagation) d'une fissure, et à l'opposé, un essai ne montrant aucune perturbation pouvait être associé à un essai sans fissure. Ces résultats ont par la suite été comparés avec les faciès de rupture.

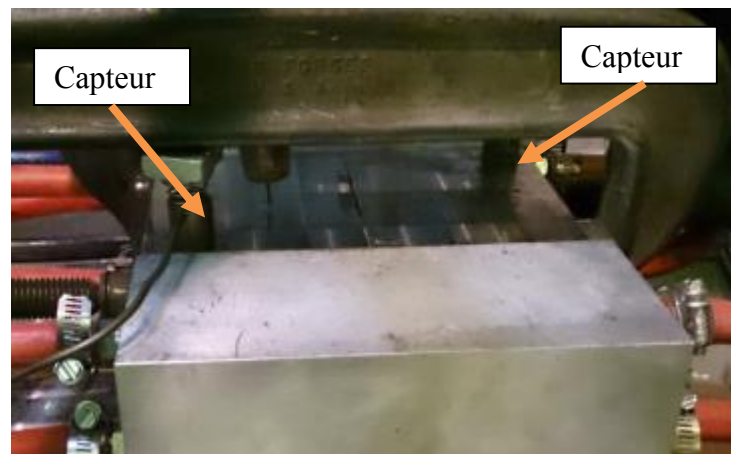


Figure 2.7 Emplacement des capteurs acoustiques

L'analyse des résultats se fait en comptant le nombre de perturbations (hits) acquis par les capteurs tandis que l'amplitude de ces perturbations correspond à l'énergie. En fait, les hits peuvent être considérés comme un signal acoustique d'une certaine amplitude tandis que l'énergie est l'intégrale de ce signal. L'apparition d'une fissure donne un signal important, mais une énergie importante devrait aussi y être associée.

2.1.7 Réalisation des essais

Le protocole suivi durant la réalisation des essais GBOP consistait d'abord à traiter thermiquement les éprouvettes dans le but d'assurer une homogénéisation microstructurale du métal de base, d'un essai à l'autre. Cette étape était importante du fait que les blocs étaient réutilisés plusieurs fois. Donc ce traitement thermique consistait en une austénitisation à 950°C durant trois heures suivie d'un refroidissement à l'air, et d'un revenu à 620°C durant 2h suivi aussi d'un refroidissement à l'air. Le tout était généralement fait sous atmosphère d'argon afin de prévenir la décarburation de la pièce durant le traitement thermique. Par la suite, si la pièce avait déjà servi, l'ancien cordon était enlevé par fraisage ou par meulage. Finalement, l'essai était réalisé. .

2.1.7.1 Mode opératoire de soudage

Plusieurs paramètres du mode opératoire de soudage ont été modifiés lors de la réalisation des essais GBOP. Le premier paramètre à varier était la température de préchauffage. L'énergie de soudage était aussi une variable importante ainsi que le métal d'apport.

Le préchauffage était appliqué en deux étapes. Les éprouvettes GBOP étaient d'abord placées dans un four, ajusté à 25°C au-dessus de la température de préchauffage. Pour assurer un bon dégazage des pièces, elles étaient laissées dans le four pour un minimum de 24h. Avant la réalisation du soudage, le montage de refroidissement était aussi préchauffé à la même température que l'éprouvette. Cette manipulation était réalisée à la flamme oxyacétylénique. Lorsque la température désirée était atteinte, les blocs étaient déposés dans le montage et le soudage ne débutait que lorsque la température de l'assemblage avait suffisamment baissé pour atteindre la température de préchauffage t_0 . Un système de refroidissement ESAB était actionné en même temps que le début du soudage, afin d'accélérer le refroidissement de l'éprouvette. Ce système de refroidissement faisait circuler dans le montage de refroidissement de l'eau à 40°C à un débit de 1.6 L/min.

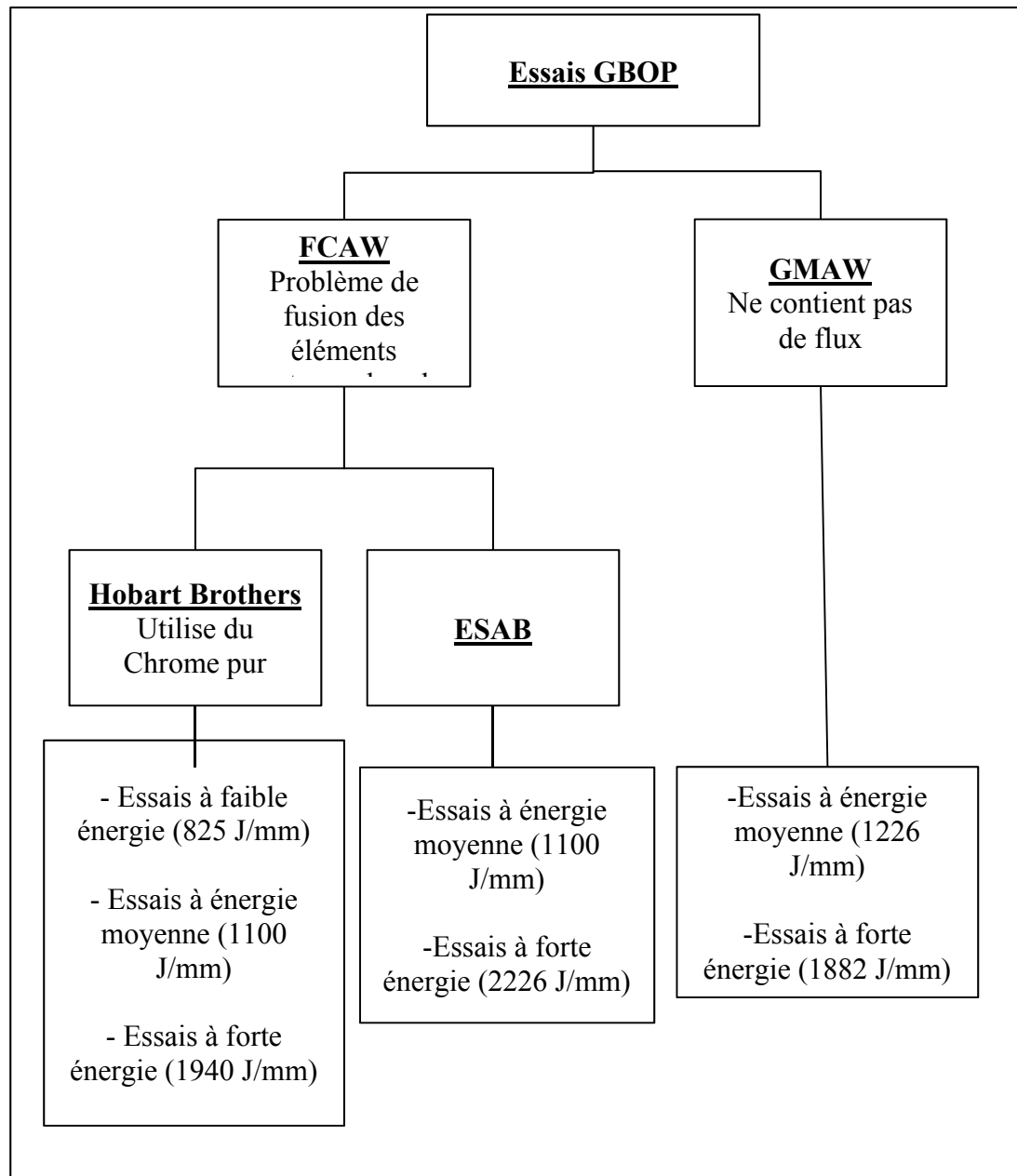


Figure 2.8 Planification des essais GBOP

De façon générale, pour une énergie de soudage spécifique, trois essais étaient réalisés en parallèle, avec trois températures de préchauffage différentes (100°C, 125°C, 150°C). Le choix de ces températures était basé sur les observations industrielles. Suite au soudage, une fois les éprouvettes séparées, si les trois faciès présentaient des signes de fissuration à froid,

d'autres essais étaient faits en incrémentant la température de préchauffage à 25°C, jusqu'à ce que les fissures aient disparu. Ensuite, le dernier essai à avoir fissuré était refait deux autres fois.

La Figure 2.8 montre la planification des essais GBOP. Elle a été déterminée de façon à pouvoir évaluer l'impact du procédé, de la composition chimique du flux et de l'énergie de soudage sur les besoins en préchauffage.

2.1.7.2 Courbe de refroidissement

Chacun des essais de fissuration était instrumenté de thermocouples type K de 0,25 mm de diamètre. Un thermocouple était d'abord soudé par résistance directement sur la pièce, de façon à ce qu'il soit le plus près possible du bain de fusion, lors du passage de l'arc. Ils étaient d'abord dégainés sur environ 10 mm, puis entortillés sur un tour de sorte que le point de contact des fils soit juste au-dessus de la surface de la pièce.

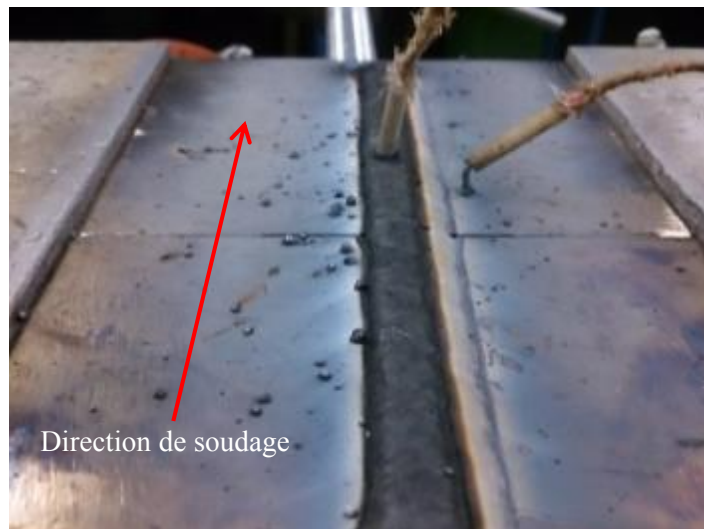


Figure 2.9 Position des thermocouples pour l'acquisition des courbes de refroidissement

Un deuxième thermocouple était introduit directement dans le bain de fusion de la deuxième passe, derrière l'arc. L'intérêt principal était de pouvoir comparer l'effet des temps de refroidissement sur les risques de fissuration à froid. La position des thermocouples est présentée à la Figure 2.9.

2.2 Essais d'hydrogène diffusible

Comme il a été spécifié précédemment, l'hydrogène diffusible joue un rôle important dans l'apparition de fissure. Par conséquent, des essais d'hydrogène diffusible ont été menés afin de connaître la sensibilité à la rétention d'hydrogène du métal d'apport. Deux essais ont été réalisés. Puisque pour un essai, la moyenne des résultats de quatre soudures est nécessaire, huit éprouvettes ont été soudées. Pour l'ensemble des essais, la procédure était la même :

- 1- L'éprouvette, préalablement dégazée et étuvée, est nettoyée au «scotch bright» et au dégraisseur;
- 2- L'éprouvette est pesée;
- 3- L'éprouvette est déposée dans le montage de refroidissement pour être soudée (les paramètres de soudage sont présentés au tableau 2-4);
- 4- Une fois le cordon de soudure déposé, l'éprouvette était trempée dans l'eau glacée en moins de 5 secondes après la fin du dépôt de soudure. La pièce doit être agitée dans l'eau durant 30 à 40 secondes;
- 5- Par la suite, l'éprouvette est déposée dans un réservoir cryogénique rempli d'azote durant 2 minutes;
- 6- L'éprouvette est sortie du réservoir afin d'être nettoyée. Les appendices sont aussi retirés.
- 7- L'éprouvette est remise dans le réservoir.

Après le soudage, la quantité d'hydrogène contenu dans l'éprouvette est définie à l'aide d'un chromatographe Phoenix G4. Le principe du chromatographe est de dégazer l'éprouvette soudée dans une chambre d'azote. L'hydrogène ainsi libéré, crée des variations de

conductivité thermique dans la chambre qui sont proportionnelles au pourcentage d'hydrogène contenu dans l'azote. L'appareil mesure donc ces variations afin de les convertir en mesure d'hydrogène diffusible dont l'unité est le ml/100g de métal déposé. Pour ce faire, la pièce doit être réchauffée à la température ambiante, dans un contenant rempli d'éthanol. Cette étape permet d'enlever toute trace de condensation apparue lors de la sortie de la pièce du contenant d'azote liquide. Ensuite, elle est pesée et déposée dans la chambre d'azote. Finalement, elle est chauffée à 400°C par une source de chaleur à infrarouge durant 40 minutes afin de libérer l'hydrogène. La procédure était conforme à la norme AWS A4.3

Tableau 2.5 Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation des essais d'hydrogène diffusible

Paramètre	Valeur
Courant	211 A
Tension	26 V
Vitesse d'avance	6.5 mm/s
angle de la torche	0°
Gaz de protection	25% CO ₂

2.3 Mesure des contraintes résiduelles par la méthode des contours

La méthode des contours est une procédure développée par Prime du laboratoire national de Los Alamos (Prime, 2001). Cette technique destructive permet d'obtenir une carte 2D des contraintes résiduelles d'un assemblage ou d'une pièce sur un plan de coupe en utilisant le principe de superposition de Bueckner (Laboratory, 2012). Les contraintes ainsi mesurées sont perpendiculaires au plan de coupe. La procédure utilisée a d'abord été adaptée par Lyes Hacini (Hacini, 2009) et l'application numérique utilisée a été développée par Jean-Benoît Lévesque (Lévesque, 2010). La procédure d'essai est relativement simple:

- Suite au soudage d'un échantillon, il faut d'abord découper le bloc par électroérosion afin d'avoir une surface de coupe possédant un très bon fini de surface et empêcher tout ajout de contrainte dans la coupe. La pièce est montée dans un système de

bridage qui permet de maintenir les pièces en place durant la coupe. La surface de coupe doit être ensuite nettoyée de tout oxyde provenant de la coupe ;

- Par la suite, la surface de découpe est scannée à l'aide d'un profilomètre possédant une précision de 0.28 μm . Cette étape permet de quantifier les déplacements de la surface coupée, engendrés par le relâchement des contraintes résiduelles lors de la coupe;
- Finalement, les déplacements mesurés sont appliqués à un modèle numérique qui calcule les contraintes nécessaires à la formation du profil de déplacements en appliquant le principe que la somme des contraintes mesurées sur la surface coupée doit être égale à zéro. Il est ainsi possible de déterminer le champ de contraintes.

Il faut savoir que cette méthode a ses limites. Comme l'ont noté Thibault et al. (Thibault, 2010), la méthode des contours est plus ou moins précise au niveau des premiers mm sous la surface. Ceci est attribuable à la déformation du bloc après découpe (Figure 2.17) et aux changements de conditions de coupe proche des bords.

Dans cette étude, la méthode des contours a été utilisée afin de comprendre l'évolution des contraintes résiduelles dans l'essai de fissuration avec la configuration à deux cordons superposés.

Tableau 2.6 Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation des essais GBOP destinés à la réalisation de la méthode des contours

Paramètres	Valeurs
Courant	218 A
Tension	22.7 V
Vitesse d'avance	4.5 mm/s
angle de la torche	0°
Gaz de protection	25% CO ₂

Dans un premier temps, les dépôts étaient réalisés à l'ETS avec les paramètres présentés au Tableau 2.6. Ces paramètres étaient représentatifs des paramètres utilisés en industrie.

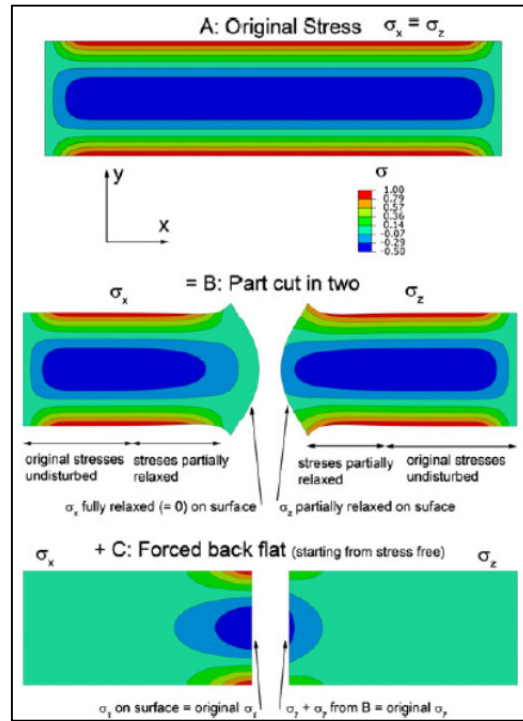


Figure 2.10 Principe de superposition,
tirée de (Prime, 2001)

Ensuite, la procédure expliquée précédemment a été appliquée pour chacune des deux éprouvettes. Comme le montre la Figure 2.11, la coupe a été faite à la moitié d'un des blocs de l'éprouvette, là où les contraintes étaient maximales. En parallèle, à l'aide du logiciel d'éléments finis Ansys v14, le maillage d'un demi-bloc a été fait. Le maillage était progressif afin d'optimiser le temps de calcul. La surface du modèle représentant la surface de coupe a été maillée avec des éléments de 0,5 mm de côté. Les déplacements imposés aux nœuds de cette surface ont été calculés par une régression polynomiale multiple, à partir des points de mesure obtenus par le profilomètre. Les coordonnées des points de mesure et les coordonnées des nœuds du modèle n'étaient pas nécessairement les mêmes. Le programme permettant de définir les déplacements aux nœuds a été créé par Jean-Benoît Lévesque (Lévesque, 2010).

Le résultat du calcul numérique a permis d'obtenir les contraintes correspondant aux déplacements de la surface.

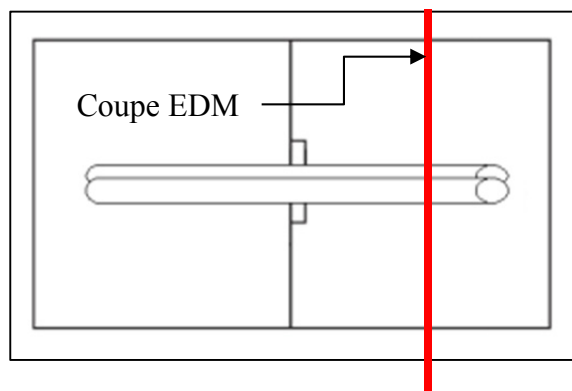


Figure 2.11 Position de la coupe EDM pour la méthode des contours

2.4 Étude métallographique de la soudure

L'état métallurgique de la zone soudée joue un rôle important dans l'apparition du phénomène de fissuration à froid. Généralement, les défauts et les structures dures et fragiles peuvent être des facteurs importants dans la formation de telles fissures. C'est pourquoi la microstructure de la zone soudée a été étudiée. Certaines soudures ont été observées au microscope optique, puis au microscope électronique à balayage (MEB), et quelques analyses chimiques par spectroscopie à dispersion d'énergie (EDS) ont été menées sur certains dépôts. En plus de la microstructure, tous les faciès de ruptures provenant de l'essai GBOP ont été observés au microscope binoculaire et quelques-uns au MEB.

2.4.1 Méthode de polissage et d'attaque

Le polissage pour l'ensemble des échantillons s'est fait de façon manuelle sur une table de polissage rotative. Le papier abrasif a d'abord été utilisé. De façon générale, les grades utilisés étaient le 120, 240, 320, 400, 600, 800 et parfois le 1200. Ensuite, la finition était

effectuée à l'aide de produit de polissage au diamant et d'un tapis de polissage approprié. Les étapes finales étaient le polissage 3 μm et 1 μm . Finalement, les pièces étaient attaquées chimiquement et observées au microscope.

2.4.2 Attaque chimique

Les réactifs d'attaques utilisées pour l'ensemble de l'étude métallographique étaient le Beraha's ainsi qu'une de ces variantes. Leur composition chimique est présentée au Tableau 2.7. Il s'agit d'attaques colorantes qui rendent la martensite jaune et la ferrite bleue, mais qui n'affectent pas l'austénite.

Tableau 2.7 Composition chimique des attaques utilisées

Attaque	Composition
Beraha's	6g NH_4FHF , 50ml HCL et 3g H_2SO_4 dans 250ml d'eau
Variante	20ml de HCl et 1g de $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ dans 80 ml d'eau

2.4.3 Caractérisation au microscope optique

La caractérisation par microscope optique a permis principalement de mettre en évidence la microstructure de la zone soudée et ses particularités. Puisque ces particularités étaient relativement imposantes, un grossissement de 200x était généralement suffisant pour étudier les zones d'intérêt. Pour tous les échantillons observés, une coupe transversale, et une coupe longitudinale (au centre de la soudure) étaient faites à la tronçonneuse. Si possible, les échantillons étaient ensuite enrobés, mais généralement ils étaient trop gros pour l'appareil.

Aussi, le microscope binoculaire a été utilisé afin de déterminer le taux fissuration sur les faciès de rupture. Un grossissement de 3.35x et de 2.01x était suffisant pour voir avec assez de détails ces zones fragiles.

2.4.4 Caractérisation par MEB

Le microscope électronique à balayage était utilisé pour l'étude plus approfondie des faciès de rupture. L'appareil utilisé était un Hitachi S3600. Cette démarche visait à mettre en lumière les mécanismes de fissuration à froid. Afin de réaliser les observations, les faciès de rupture étaient d'abord prélevés des éprouvettes GBOP. Par la suite, les échantillons étaient nettoyés à l'acétone et aux ultrasons avant observation.

Au niveau des paramètres du microscope, une tension de 20kV a toujours été utilisée. La distance de travail quant à elle était gardée au minimum afin d'avoir une résolution maximale.

2.4.5 Caractérisation par spectroscopie par diffraction d'énergie (EDS)

La spectroscopie à dispersion d'énergie a servi à mettre en évidence les défauts de soudage liés au problème de fusion de certains éléments contenus dans le flux. Les mesures ont été faites avec un microscope Hitachi SU-70 possédant une précision pouvant atteindre 0,05% sur les compositions chimiques.

Quant à la préparation des échantillons, elle était la même que pour l'observation par microscopie optique. Un polissage jusqu'à 1 μ m a d'abord été fait et a été suivi d'un nettoyage aux ultrasons.

CHAPITRE 3

RÉSULTATS DES ESSAIS PRÉLIMINAIRES, DE L'ADAPTATION DE L'ESSAI DE FISSURATION GBOP ET DES OBSERVATIONS MÉTALLOGRAPHIQUES

Ce chapitre présente les résultats des manipulations relatives à la détermination et au développement de l'essai de fissuration. Il traite d'abord des essais préliminaires menés sur éprouvettes Tekken et GBOP, montrant l'efficacité de ce dernier. Puis, les résultats de l'étude et de l'adaptation de l'essai GBOP aux aciers inoxydables martensitiques sont présentés. Ces résultats contiennent ceux provenant des essais d'émission acoustique et des essais d'hydrogène diffusible de même que les profils de contraintes résiduelles définis par la méthode des contours. Cette section contient aussi quelques résultats d'essais GBOP réalisés sur des éprouvettes préchauffées.

3.1 Résultats des essais de fissuration préliminaires

Les essais de fissuration préliminaires (Tekken et GBOP) ont d'abord été faits sur des éprouvettes normalisées. Puis des modifications de joint ont été apportées afin d'augmenter la sévérité des essais. La manipulation avait pour but de créer une zone de tension résiduelle à la racine de la soudure, au niveau de l'entaille. Tel qu'il le sera présenté, l'essai GBOP montre des signes de fissuration malgré le préchauffage relativement élevé de l'éprouvette tandis que l'essai Tekken présente des résultats non représentatifs des observations industrielles, peu importe la configuration utilisée.

3.1.1 Résultats préliminaires de l'essai Tekken

Dans le cas de l'essai Tekken, les éprouvettes utilisées avaient une largeur légèrement plus faible que celle spécifiée par la norme (115 mm à la place de 150 mm) afin de limiter l'utilisation de matériau pour cette partie de l'expérimentation.

Comme il a été mentionné précédemment, des essais normalisés ont d'abord été faits. Puis, des modifications à la géométrie du chanfrein ont été apportées. Les changements de configuration par rapport aux éprouvettes normalisées avaient comme objectif d'augmenter la sévérité de l'essai. Les observations industrielles ont montré que les fissures s'amorçaient dans la zone fondue et qu'elles ne se propageaient pas dans le métal de base. Les deux premières modifications apportées aux éprouvettes avaient pour but de recréer cette situation en limitant la dilution. Un beurrage était réalisé sur une ou sur les deux faces du chanfrein avant l'assemblage des éprouvettes. L'objectif était qu'une fissure s'initie à la racine de la soudure et qu'elle se propage dans le beurrage.

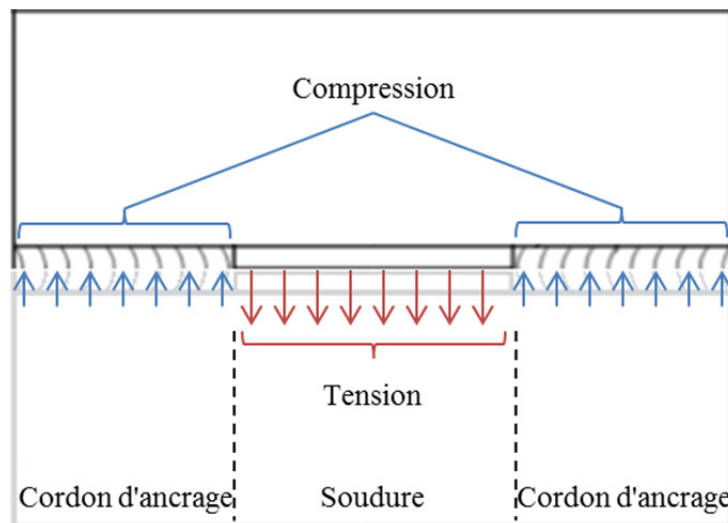


Figure 3.1 État de contrainte dans une éprouvette Tekken soudée avec un matériau sans transformation de phase à basse température

Pour les deux autres modifications, l'objectif était de créer des zones de tension favorables à l'amorçage de fissures dans la soudure. La sévérité de l'essai Tekken provient du bridage et de l'effet d'entaille en fond de chanfrein. Pour les matériaux sans transformation de phase ou avec une transformation de phase à haute température, le retrait du cordon de soudure jumelé au bridage transversal important de l'éprouvette induit une contrainte de tension dans le cordon de soudure (Figure 3.1). L'effet d'entaille crée une concentration de contrainte qui, additionnée à la tension résiduelle, génère des conditions favorables à l'amorçage d'une fissure longitudinale au cordon, en racine. Par contre, pour les aciers à basse température de transformation, à cause des faibles contraintes résiduelles transversales générées par la transformation de phase, l'essai devient moins sévère.

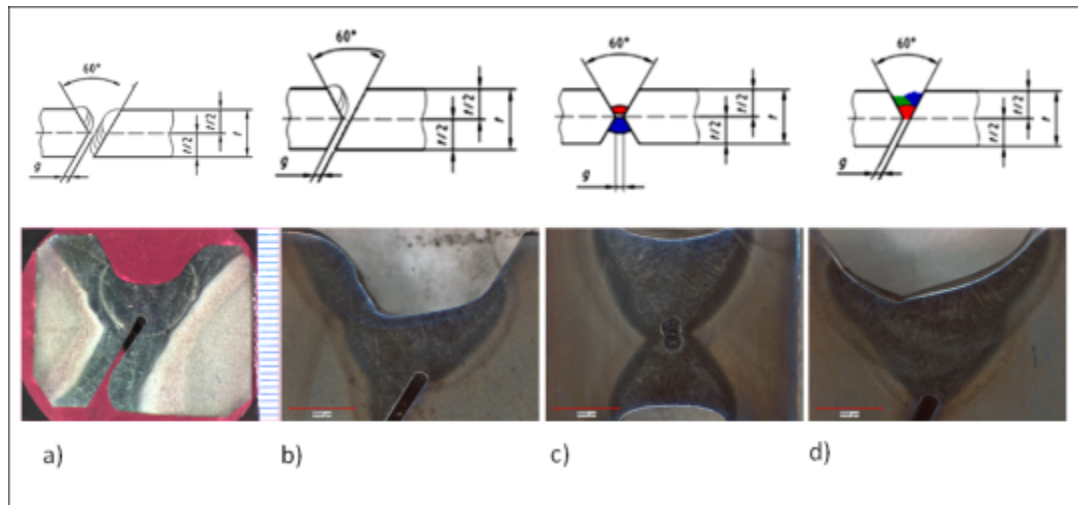


Figure 3.2 Différentes configurations de l'essai Tekken. a) et b) avec beurrage, c) avec chanfrein en X, d) avec deux passes de soudage.

Un chanfrein en X a d'abord été essayé. La procédure de soudage consistait à déposer dans un premier temps une soudure aux paramètres étudiés. Ensuite, l'éprouvette était retournée et un deuxième cordon était déposé. Pour cette deuxième soudure, les paramètres pouvaient être différents des paramètres d'essai. Un talon de 2mm était réalisé par meulage, en fond de chanfrein, avant l'assemblage de l'éprouvette. Ce talon permettait d'avoir un défaut en

racine, reproduisant ainsi l'effet d'entaille du Tekken normalisé. Finalement, pour la dernière modification, un dépôt de trois passes était fait sur une éprouvette normalisée comme celle présentée à la Figure 1.20. Pour l'ensemble des passes, les paramètres utilisés étaient les mêmes.

Pour le beurrage et l'assemblage, un préchauffage à 120°C était appliqué aux pièces afin d'éviter de créer des défauts. Par contre, pour toutes les configurations, les soudures d'essai étaient réalisées sans préchauffage afin de produire des conditions d'essai sévères. Les paramètres de soudage pour les différents essais préliminaires sont présentés à l'annexe I.



Figure 3.3 Position des coupes pour l'inspection des éprouvettes Tekken

Suite à la découpe des échantillons (Figure 3.3) une inspection macroscopique a été faite. Aucun cordon déposé sur éprouvettes Tekken n'a fissuré, à l'exception d'un essai réalisé sur un chanfrein en X dans des conditions très sévères. En effet, l'éprouvette était déposée sur un bloc d'aluminium lui-même déposé dans un bac d'eau et de glace, afin d'accélérer le refroidissement et de générer une microstructure favorable à la fissuration à froid.

L'essai Tekken a été rejeté, puisque le faible taux de fissuration ne permet pas de l'utiliser comme outil comparatif pour évaluer la sensibilité à la fissuration à froid de différents modes opératoires.

3.1.2 Résultats préliminaires de l'essai GBOP

les essais préliminaires relatifs à l'essai GBOP consistaient principalement à faire varier le nombre et la disposition des cordons effectués sur des éprouvettes conformes à la norme AWS B4.0. Ces manipulations avaient pour objectif d'inverser la contrainte de compression dans le premier cordon à l'aide d'une deuxième soudure. Trois situations ont été essayées : un cordon unique, deux cordons rapprochés, mais sans contact, et deux cordons superposés (Figure 3.4). Les cordons ont été effectués sur des blocs n'ayant subi aucun préchauffage. Ils étaient déposés directement sur la table de soudage et quatre serres en C les maintenaient en position, comme le montre la Figure 3.5. Les paramètres de soudage utilisés sont présentés à l'annexe I.

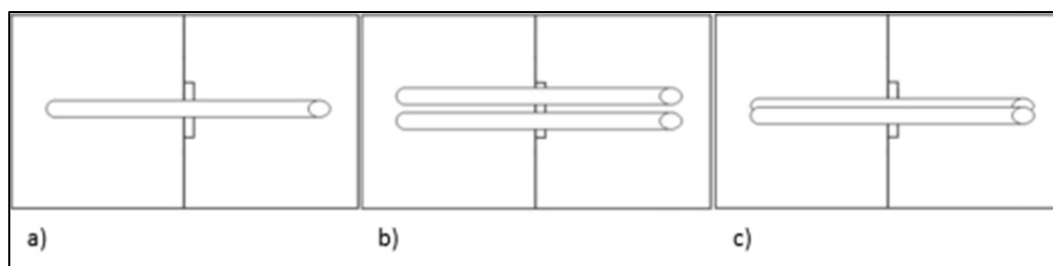


Figure 3.4 Différentes configurations de l'essai GBOP a) cordon unique, b) deux cordons rapprochés, c) deux cordons superposés

L'essai GBOP à une passe n'a pas donné de résultat cohérent avec les observations industrielles, probablement causé par la compression dans le cordon de soudure. Par contre, avec l'ajout d'une deuxième soudure, plusieurs fissures ont été retrouvées. La Figure 3.6a montre une fissure débouchante dans le premier cordon et la Figure 3.6b) montre des fissures issues de la réalisation de l'essai à deux cordons juxtaposés. Les deux essais ont été réalisés

sans préchauffage. Même si les deux configurations ont donné de bons résultats, celle à deux cordons juxtaposés a été retenue à cause de sa similitude avec la réalité.



Figure 3.5 Montage pour essai préliminaire sur éprouvette GBOP

Les contraintes longitudinales étant beaucoup plus importantes que les contraintes transversales et à cause de l'orientation de l'entaille, l'essai GBOP permet de générer des fissures transversales à la soudure, comme celles observées industriellement.

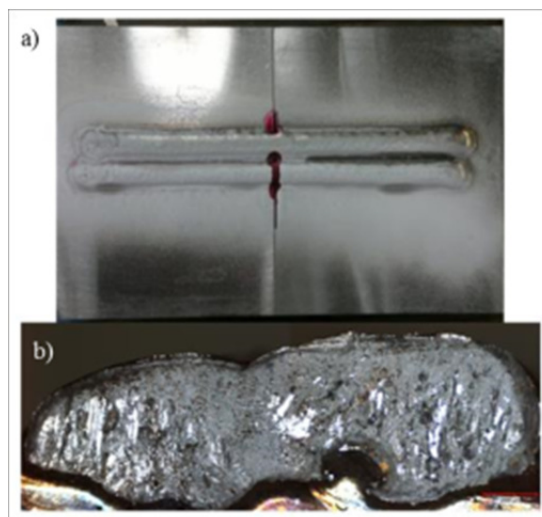


Figure 3.6 Essai GBOP préliminaire a) à deux passes séparées et b) à deux passes juxtaposées, sans préchauffage

3.2 Étude thermique de l'essai GBOP

L'étude thermique de l'essai GBOP permet de valider la pertinence d'un montage de refroidissement permettant d'obtenir des cycles thermiques sur éprouvette GBOP comparables à ceux retrouvés lors du soudage de pièces massives.

3.2.1 Résultats de la simulation numérique et comparaison des temps de refroidissement du bloc de référence et de l'essai GBOP

Le calcul numérique décrit au chapitre 2 a été utilisé afin de produire un montage expérimental destiné à la collecte de courbes de refroidissement de référence. Ces courbes ont servi à « calibrer » thermiquement l'essai de fissuration sans avoir à prendre de mesure sur une vraie roue. Le montage était un joint en T avec un chanfrein à 45°. La dimension des plaques formant le joint était de 660 mm x 280 mm. La variable du modèle numérique était l'épaisseur des plaques.

Les résultats provenant de ces simulations et présentés à la Figure 3.7 montrent que les courbes issues des calculs faits avec des plaques de 75 mm et de 100 mm d'épaisseur se recouvrent parfaitement (avec ou sans chanfrein). Cette concordance montre qu'au-dessus de 75 mm, l'épaisseur n'influence plus le cycle thermique au centre du cordon. Aussi, les résultats montrent que l'utilisation d'un chanfrein diminue de façon significative les temps de refroidissement. Alors, le soudage d'un assemblage en T avec des blocs de 75 mm d'épaisseur et un chanfrein devrait permettre l'obtention de mesures représentatives de la réalité industrielle. Il faut noter que la comparaison de ces résultats avec les manipulations expérimentales n'est pas possible. Aucune étude de convergence n'a été effectuée sur le modèle numérique, le maillage n'a pas été optimisé et les propriétés thermiques utilisées n'étaient pas exactement celles du matériau utilisé.

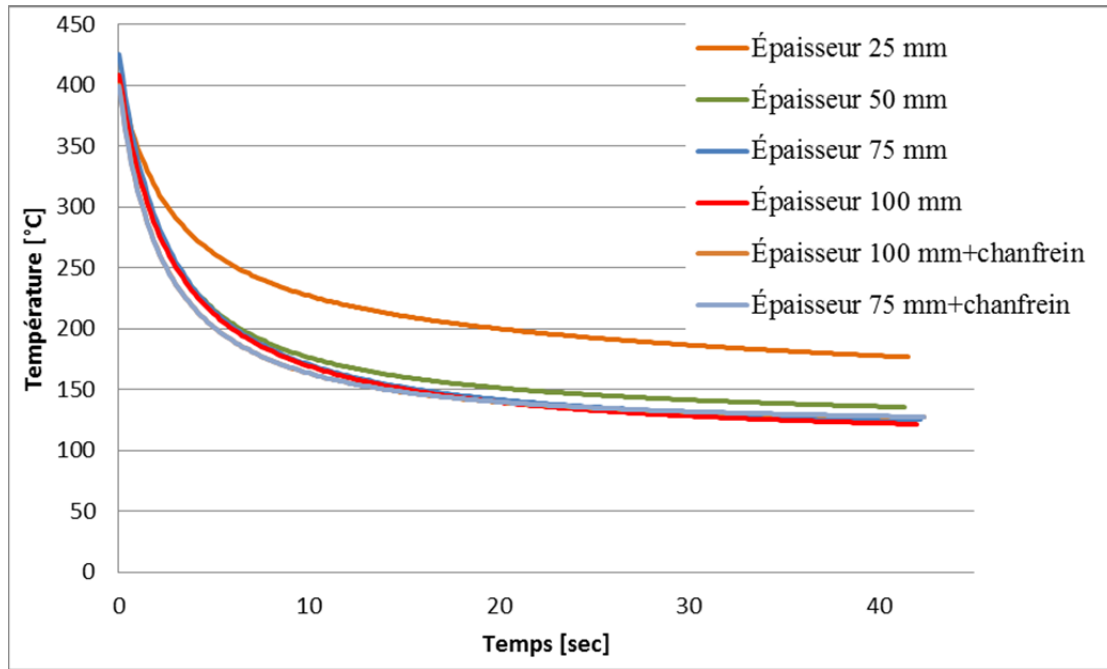


Figure 3.7 Courbes de refroidissement provenant du modèle numérique

Suite au dimensionnement des blocs de référence, les mesures de cycles thermiques de référence ont pu être prises. Ces courbes acquises à partir de trois thermocouples insérés par la méthode du harpon, dans la soudure d'un joint en T préchauffé à 100°C, sont présentées à la Figure 3.8. Elles montrent que le temps de refroidissement moyen $TR_{400-100}$ est de 42 min pour une soudure réalisée avec une énergie de soudage de 1100 J/mm. En comparant ces courbes à celles obtenues sur les éprouvettes GBOP refroidies et non refroidies, il est possible d'affirmer qu'à énergie de soudage équivalente, l'utilisation d'un montage de refroidissement lors du soudage de l'essai GBOP est nécessaire. Ce montage permet d'obtenir des temps de refroidissement sur éprouvettes similaires à ceux obtenus sur les blocs de référence, pour un débit du liquide de refroidissement de 1.6 l/min. Par contre, lorsque la température de l'éprouvette atteint environ 130°C, le refroidissement est plus rapide que celui du bloc de référence. Cet accroissement du refroidissement mène à une fin de transformation martensitique plus rapide ce qui agit principalement sur la fragilisation par hydrogène. Il aurait peut-être été intéressant de réduire légèrement le débit du circuit de

refroidissement ou tout simplement d'utiliser des éprouvettes plus grosses et non refroidies afin d'avoir cycles thermiques plus cohérents.

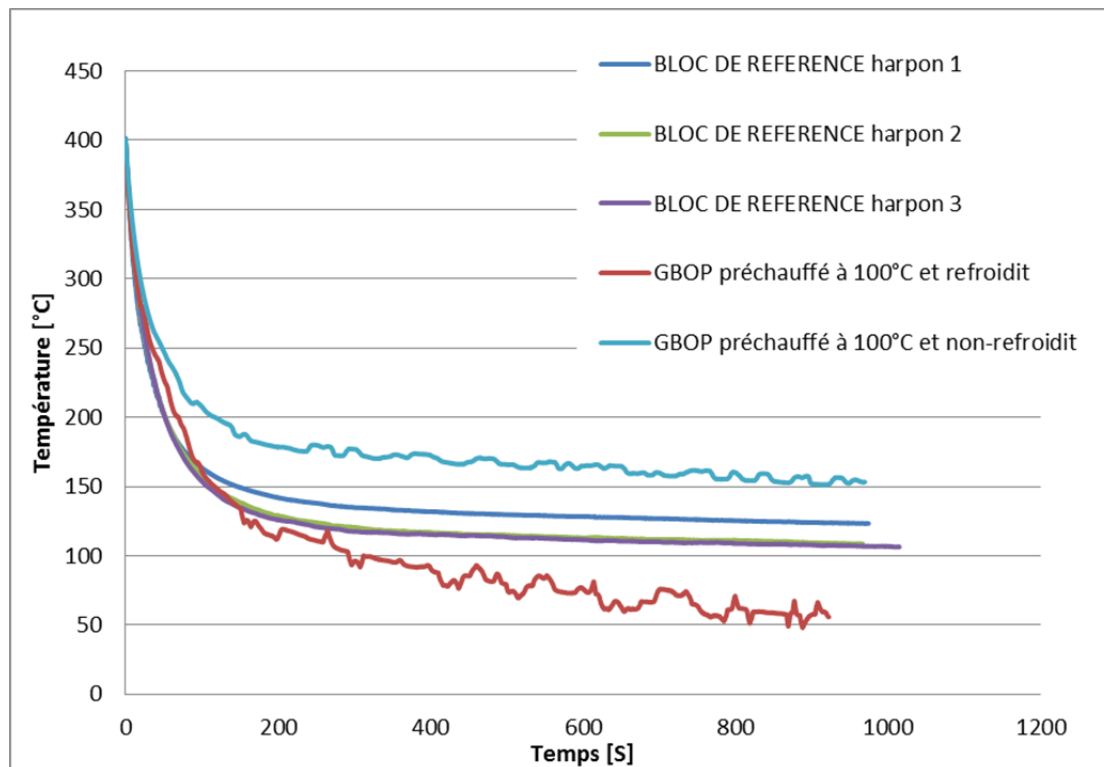


Figure 3.8 Courbes de refroidissement de référence

3.2.2 Effet du préchauffage sur les temps de refroidissement des soudures réalisées sur l'éprouvette GBOP

Il est possible de comparer l'effet du préchauffage (Figure 3.9 et Figure 3.10) et de l'énergie de soudage (Figure 3.11) sur les cycles thermiques pour étudier l'effet du mode opératoire de soudage sur les temps de refroidissement. Si l'on se fie à ces résultats, pris sur des éprouvettes GBOP refroidies, la température de préchauffage et l'énergie de soudage continuent d'influencer les temps de refroidissement malgré l'utilisation d'un montage de refroidissement. Alors les résultats obtenus à ne sont pas biaisés par l'utilisation de ce montage.

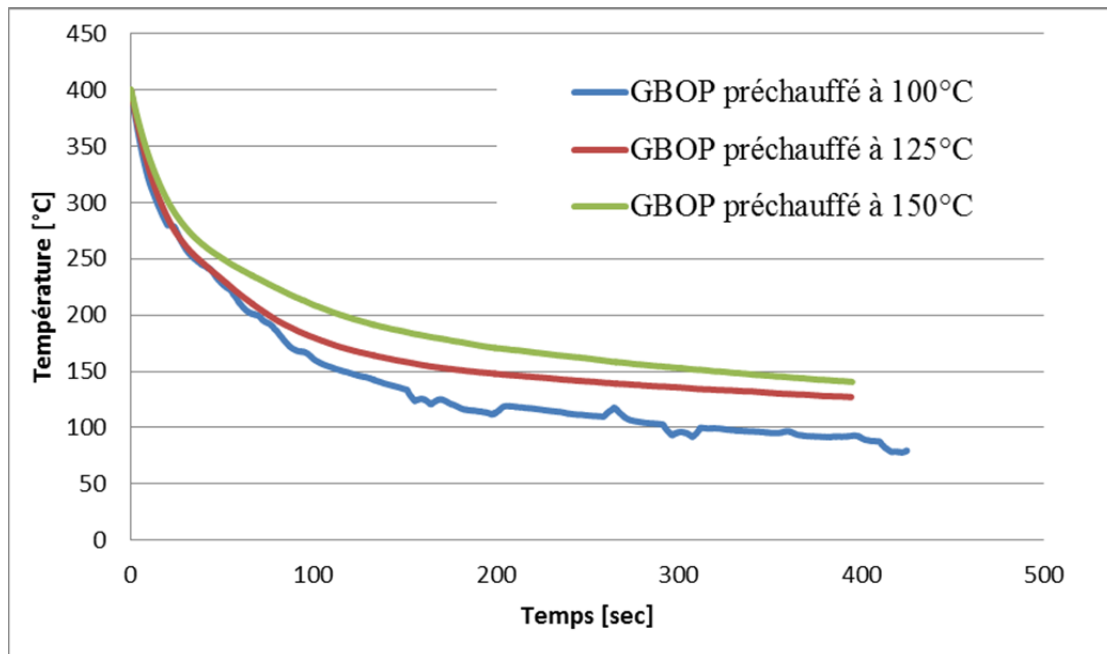


Figure 3.9 Courbes de refroidissement provenant de l'essai GBOP, soudé à 1100 J/mm à partir de différents préchauffages

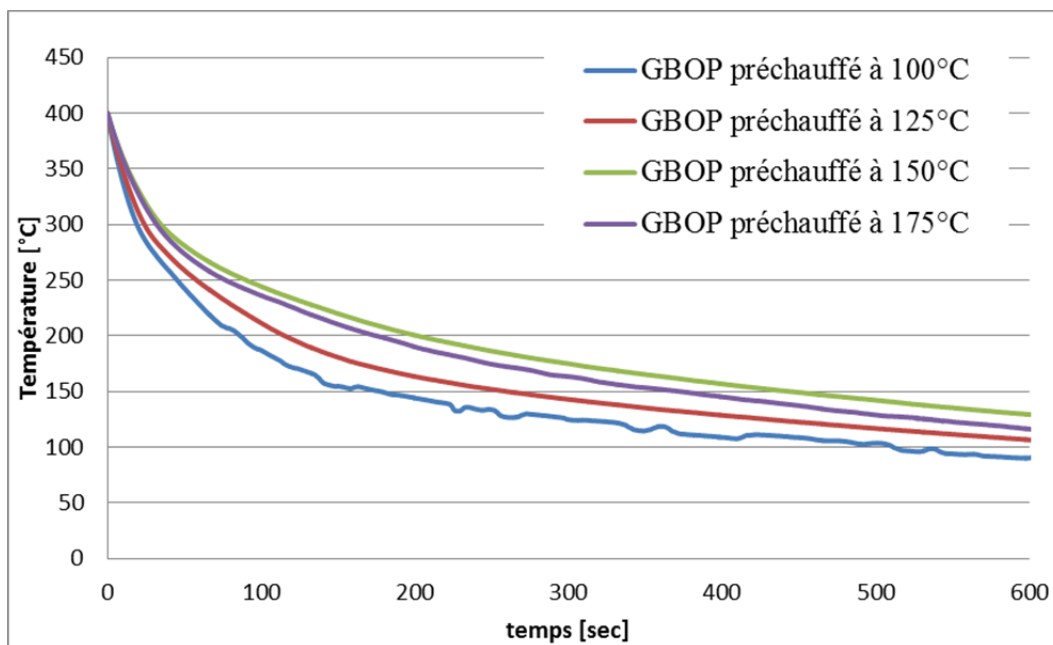


Figure 3.10 Courbe de refroidissement provenant de l'essai GBOP soudé à 1940 J/mm

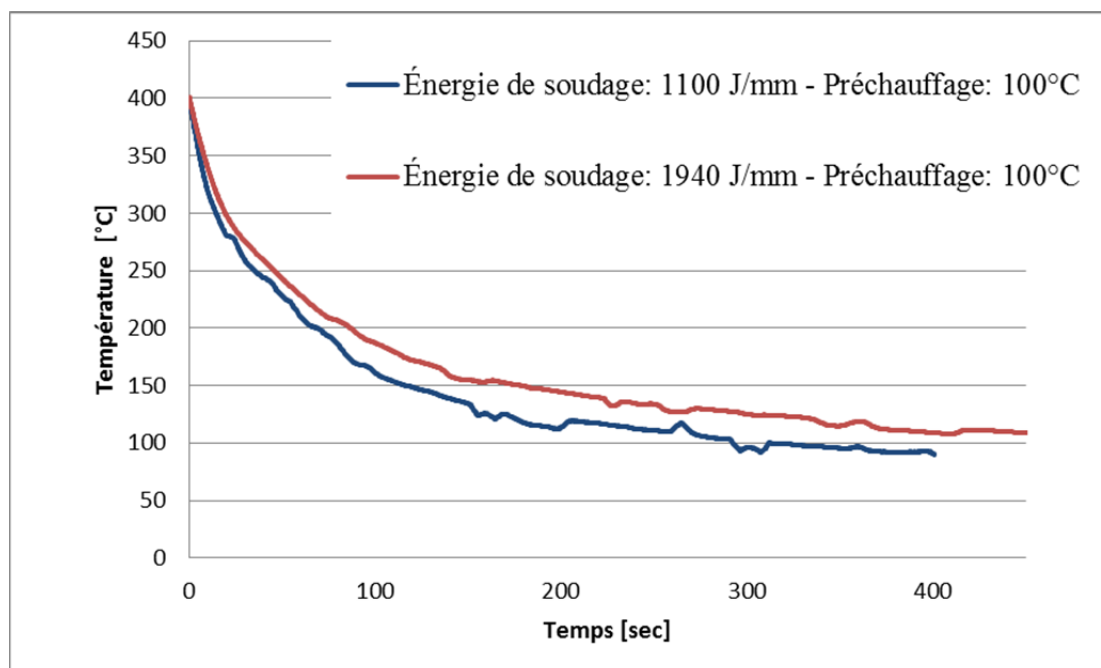


Figure 3.11 Courbes de refroidissement provenant de l'essai GBOP en fonction de l'énergie de soudage pour une préchauffe à 100°C

3.3 Résultats des essais d'émission acoustique

L'analyse des résultats issus des essais d'émission acoustique montre une tendance. Les échantillons fissurés présentaient une forte activité acoustique tandis que les échantillons sans fissure ne présentent pratiquement aucune indication. Deux résultats typiques sont présentés à la Figure-A III-1 et à la Figure-A III-2 de l'ANNEXE III. Le premier provient d'un essai GBOP refroidi n'ayant subi aucun préchauffage. Le deuxième résultat provient d'une éprouvette préchauffée à 178°C. Pour cette soudure, le montage de refroidissement n'a pas été utilisé afin de produire des conditions favorables à la non-fissuration de l'éprouvette. Il faut noter que l'unité de temps (axe des abscisses) est la seconde tandis que celle des ordonnées est le décibel. Tous les échantillons émettent du bruit durant les premières heures après le soudage. Ce bruit est probablement dû à la transformation de phase et au frottement entre les blocs de l'éprouvette durant le refroidissement.

Alors à partir des perturbations entendues quelques heures après le soudage des essais, il est possible d'associer les activités acoustiques à la présence de zones de clivage sur le faciès. Ces dernières sont les témoins de la présence de fissures avant la séparation de l'éprouvette. Ainsi, les résultats montrent que pour un taux de fissuration important, l'activité acoustique de l'éprouvette est importante et que pour un taux de fissuration nul, l'activité acoustique de l'éprouvette est aussi nulle. Un autre fait intéressant est la tendance qui semble relier l'activité acoustique à la quantité de fissures.

Basé sur ces résultats, il est possible d'associer la présence de plans de clivage sur les faciès de rupture, au phénomène de fissuration à froid. Il est donc possible de considérer la méthode d'inspection comme adéquate.

3.4 Étude des contraintes résiduelles dans l'essai GBOP

La méthode des contours a été utilisée pour mesurer les contraintes résiduelles du premier et du deuxième cordon. Cette méthode ne tient pas compte du facteur de concentration de contrainte créé par l'entaille entre les deux blocs, mais donne quand même une bonne idée du comportement mécanique de l'éprouvette lors du soudage. La Figure 3.12 montre la distribution des contraintes dans le bloc après une première passe tandis que la Figure 3.13 montre comment cette même distribution est transformée lors du dépôt d'un second cordon. Ces deux figures mettent en évidence la pertinence de l'ajout d'un deuxième cordon de soudure afin d'inverser la contrainte résiduelle dans le premier.

La Figure 3.13 présente de la compression en surface et au pied de la première soudure. L'effet de bord peut induire ce type d'artéfact, mais les résultats montrent clairement que des phénomènes de plastification surviennent durant le refroidissement dans les zones de concentrations de contraintes. Il est probable qu'au centre de l'éprouvette, dans l'écartement entre les deux blocs, qu'une telle plastification survienne en racine (Figure 3.14).

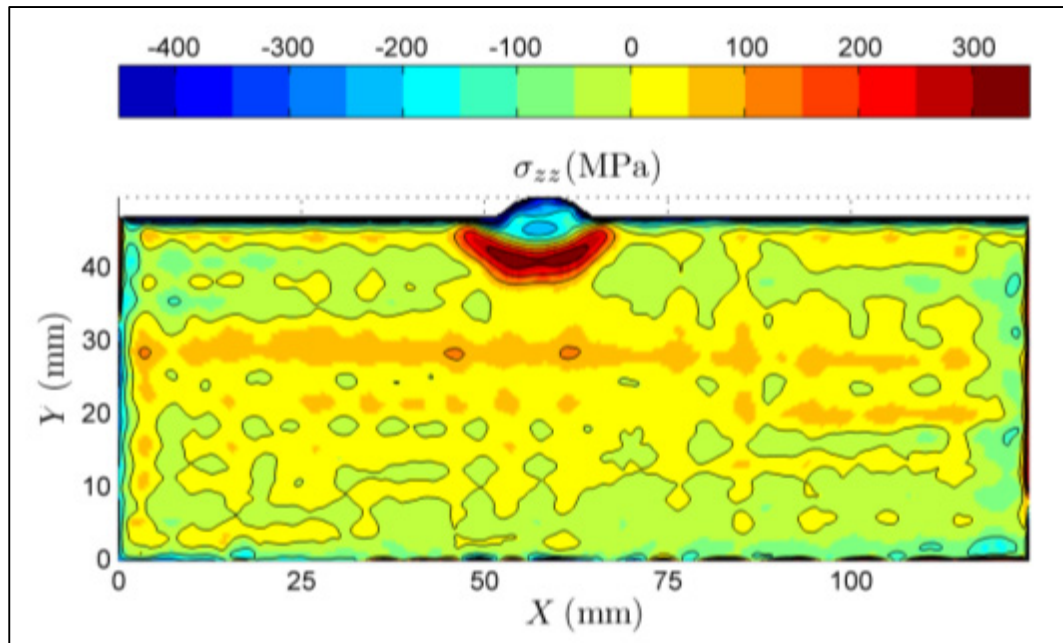


Figure 3.12 Contraintes résiduelles dans l'essai GBOP après la première passe

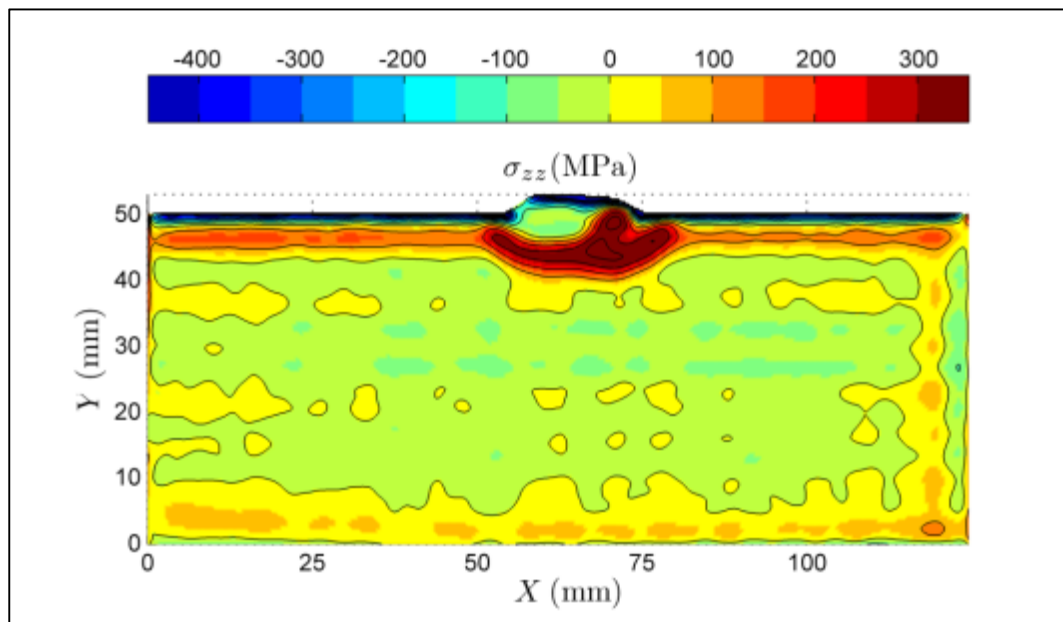


Figure 3.13 Contraintes résiduelles dans l'essai GBOP suite à la deuxième passe

Donc si durant le refroidissement, la racine de la soudure plastifie de la même façon que le pied de cordon, la tension à cet endroit, une fois l'éprouvette revenue à la température ambiante, devrait être moins élevée. La contrainte résiduelle maximale devrait être au centre du premier cordon, expliquant partiellement la position des fissures sur l'essai GBOP qui sont rarement à la racine de la soudure. Ce dernier point sera plus détaillé au chapitre 4.

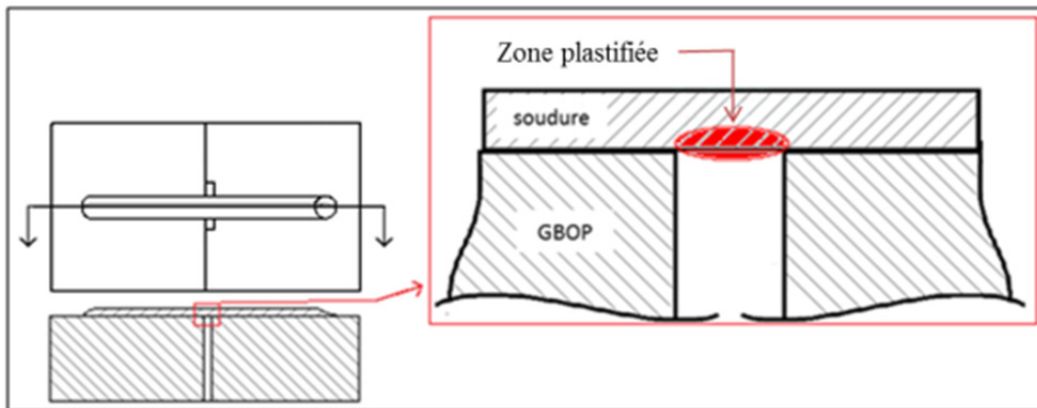


Figure 3.14 Plastification de la racine de la soudure durant le refroidissement de l'éprouvette GBOP


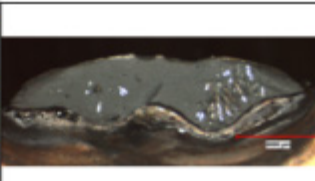
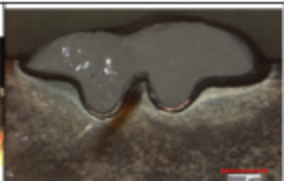
3.5 Résultats de l'essai d'hydrogène diffusible

Les essais d'hydrogène diffusible ont été réalisés sur un produit d'apport ayant été entreposé dans un four à électrodes après chaque utilisation. La température de maintien était d'environ 120°C. Un taux d'hydrogène moyen de 2.58 ml/100g de métal déposé a été mesuré à partir de la méthode décrite à la section 2.2. Ce résultat est très bas pour un fil fourré, réputé pour avoir des taux d'hydrogène légèrement plus élevés. Pourtant, comme il le sera présenté plus bas, de nombreux yeux de poisson («fish eyes») ont été observés sur les faciès de rupture, signe de fragilisation par hydrogène. Donc même si globalement, les produits d'apport fournis par la compagnie Hobart Brothers possèdent des taux d'hydrogène extrêmement bas, la fragilisation par hydrogène reste présente.

3.6 Résultats de l'application de l'essai GBOP

Les essais préliminaires ont montré l'efficacité de l'essai de fissuration GBOP lors de la réalisation de soudures sans préchauffage. Afin de s'assurer que le test puisse être utilisé comme outil de comparaison, il était nécessaire de vérifier la possibilité de voir apparaître des fissures dans des essais réalisés à partir d'éprouvettes préchauffées.

Tableau 3.1 Présentation de résultats provenant de l'essai GBOP

			
Température de préchauffage	30°C	100°C	125°C
Énergie de soudage	824,8 J/mm	1940,1 J/mm	1881,5 J/mm
Taux de fissuration	12,10%	26,05%	1,68%
Produit d'apport	Hobart Brothers	Hobart Brothers	Executive

Plusieurs essais ont été réalisés, mais cette section s'attardera seulement à trois d'entre eux. Les résultats de ces essais sont présentés au Tableau 3.1. Ils ont chacun leurs particularités. L'essai préchauffé à 100°C montre un taux de fissuration important dans le premier cordon. Cependant, quelques zones fissurées se trouvent dans le deuxième cordon, censé être en compression. Plusieurs essais réalisés au FCAW, avec le fil Hobart Brothers et ESAB, ont fissuré de cette manière. Sur le même faciès, il est aussi possible de remarquer une zone sans fissure dans la ZAT du deuxième cordon. Cette particularité est aussi présente sur le faciès de rupture présenté à la Figure 3.6b. Un dernier point à souligner et qui est commun à l'ensemble des résultats FCAW et GMAW, est l'amorçage multiple de fissures. Généralement, ces fissures ne se propagent que très peu.

L'essai réalisé à 125°C a été fait au GMAW. Le résultat est représentatif de l'ensemble des résultats obtenus au GMAW, c'est-à-dire qu'il se comporte de façon plus prévisible. À la différence des essais FCAW, le deuxième cordon n'a jamais fissuré.

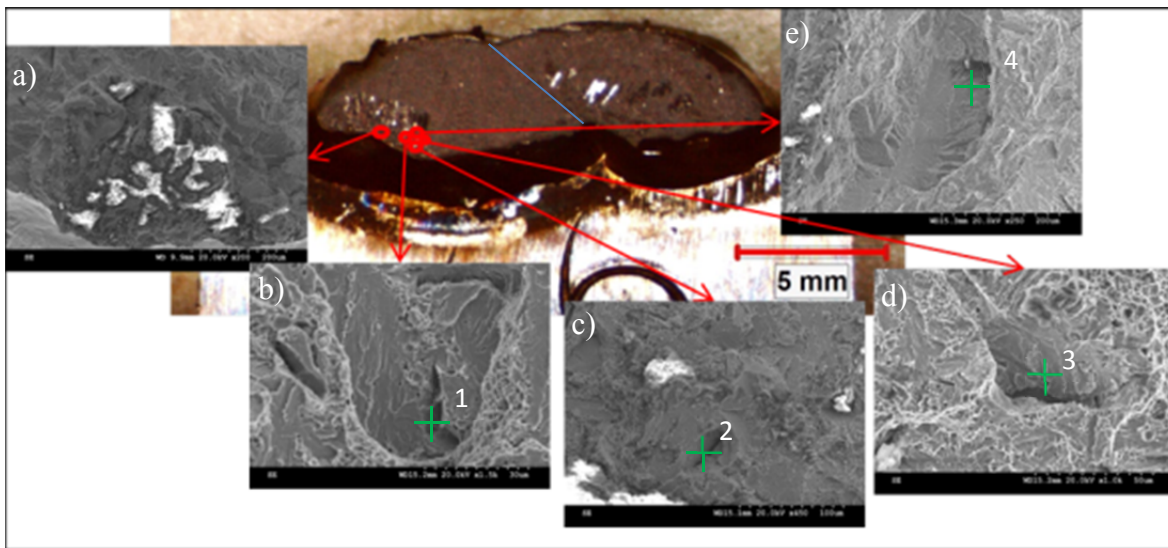


Figure 3.15 Fractographie de la surface de rupture provenant de l'essai préchauffé à 30°C et soudé à 825 J/mm présentant en a) une inclusion de laitier, b) et d) une cavité entourée de pseudo-clivage, c) une cavité et e) un plan de clivage

Tableau 3.2 Composition chimique de différents sites du faciès de rupture présenté à la Figure 3.15

Éléments	Spectre 1	Spectre 2	Spectre 3	Spectre 4
Si	0,08	0,21	0,33	0,45
Cr	21,18	23,69	21,81	16,53
Fe	74,26	72,85	74,16	79,98
Ni	1,10	2,39	2,25	1,95
Mo	0,16	0,86	0	1,09

Finalement, le résultat de l'essai à 30°C a été complété d'une analyse fractographique et d'observations optiques. Du point de vue fractographique, deux points intéressants ressortaient. Le premier point important était la présence systématique d'œil de poisson sur

les zones clivées (Figure 3.15b). Ces observations ont été faites sur tous les échantillons regardés. Le second point concernait la composition chimique des zones de clivage. Les analyses quantitatives, réalisées sur un microscope Hitachi S-3600, montraient un enrichissement en chrome (Tableau 3.2).

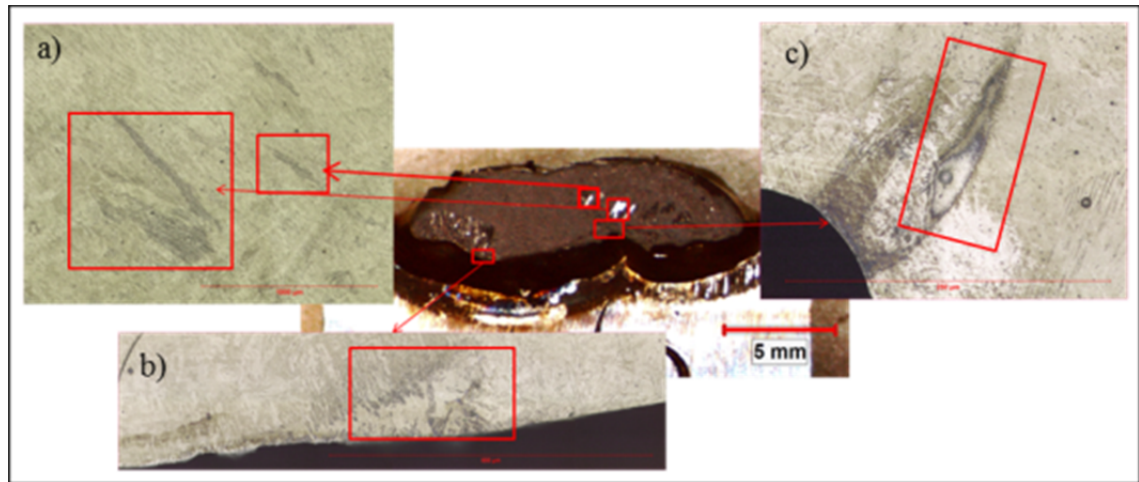


Figure 3.16 Relation entre le faciès de rupture et la microstructure de l'essai préchauffé à 30°C, a) Forte présence de ferrite, b) et c) hétérogénéités

Au niveau des observations optiques, elles ont été faites à moins de 0,75 mm derrière le faciès de rupture. Elles montraient certaines zones hétérogènes. Ces zones étaient soit totalement ferritique (Figure 3.16b-c) ou bien caractérisées par une forte densité de ferrite aux joints de grains martensitiques (Figure 3.16a). Leur position a pu être associée à des zones de clivages situées sur le faciès de rupture.

Bien que ce chapitre se soit attardé à seulement trois résultats, plusieurs autres essais ont tout de même été faits. La

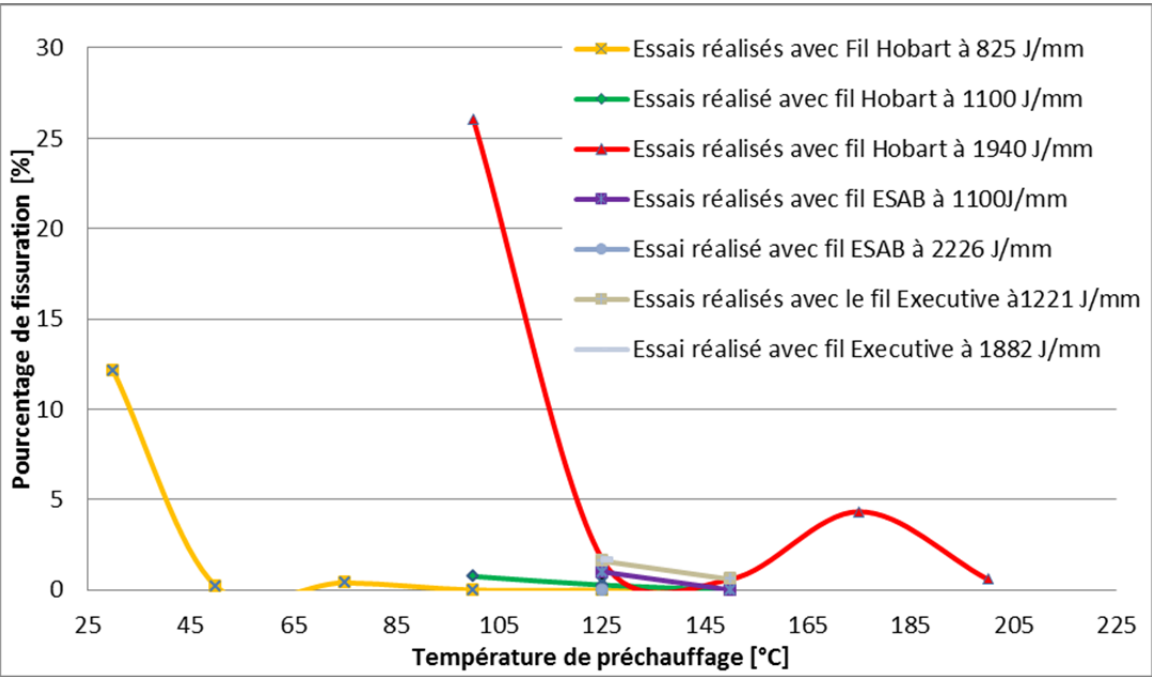


Figure 3.17 présente un résumé des résultats obtenus à la suite de ces essais.

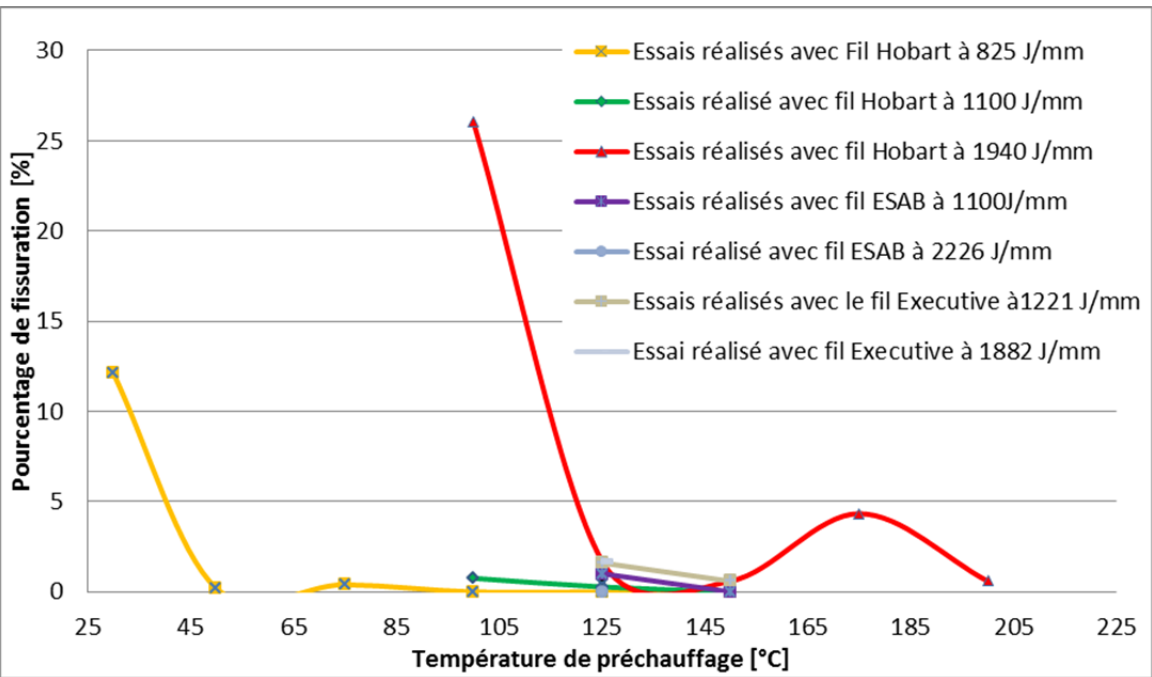


Figure 3.17 Résultats de l'ensemble des essais GBOP réalisés au cours de la phase expérimentale de l'étude

CHAPITRE 4

ANALYSE DES DÉPÔTS SOUDÉS ET DES RÉSULTATS DE L'ESSAI GBOP

Une courte discussion sur les résultats des essais préliminaires sera d'abord présentée dans ce chapitre. Cette partie sera suivie d'observations et de commentaires relatifs à l'essai GBOP. Finalement, les observations optiques et fractographiques seront brièvement discutées.

4.1 Discussion sur les résultats des essais Tekken

Comme il a été démontré au chapitre 3, à l'exception de quelques retassures dans le cratère, l'essai Tekken n'a pas généré de fissure, peu importe la configuration. Ces résultats sont probablement causés par le faible champ de contraintes résiduelles transversales.

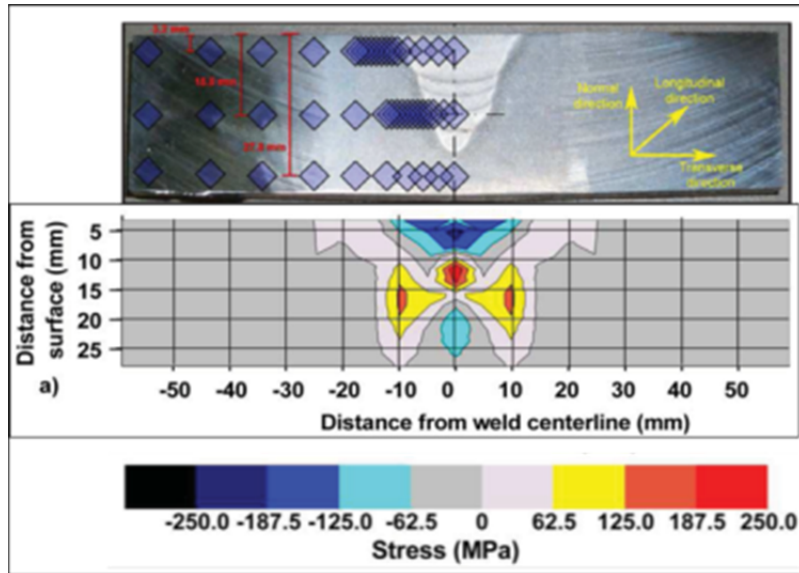


Figure 4.1 Contraintes résiduelles transversales d'un chanfrein en V. Tirée de (Thibault et al., 2010)

Comme le montre la Figure 4.1 tirée des travaux de Thibault et al., à cause de la transformation de phase, les contraintes transversales dans un joint soudé en acier 13%Cr-

4%Ni sont très basses, même dans un dépôt multipasses (Thibault, 2010, Thibault et al., 2010). Puisque l'essai Tekken est un essai à fort bridage transversal, il ne permet pas une sollicitation assez sévère de la zone soudée et ne permet pas la génération de fissure.

4.2 Discussion et analyse de l'essai GBOP

L'essai GBOP a donné de bons résultats. Il a permis l'obtention de fissures, même sur des éprouvettes préchauffées au-dessus de 100°C. Ces résultats montrent que l'essai est suffisamment sévère pour être utilisé comme outil de comparaison pour évaluer la sensibilité à la fissuration à froid des alliages inoxydables martensitiques.

La possibilité d'inverser la contrainte de compression du cordon d'essai par l'ajout d'une deuxième soudure a été démontrée au chapitre 3. De plus, la présence de fissure avant la séparation de l'éprouvette a été validée par des essais d'émission acoustique. Ces essais ont mis en valeur des perturbations fréquentielles générées par le phénomène de fissurations à froid. Ces perturbations pouvaient être observées jusqu'à 20 heures après le soudage.

L'étude de l'essai a permis de valider l'efficacité de l'essai GBOP. Cependant, au cours de la phase expérimentale de l'étude, certaines observations ont été faites mettant en évidence certaines lacunes au niveau de la procédure d'essai. Cette section apporte une analyse plus approfondie de l'essai et offre des perspectives de recherche qui n'ont pas été abordées dans cet ouvrage.

4.2.1 Discussion sur la réalisation de l'essai GBOP

Le choix de l'essai GBOP semble être adéquat pour évaluer les risques de fissuration à froid de l'acier de type 13%Cr-4%Ni. Cependant, l'utilisation d'un montage de refroidissement n'est peut-être pas la meilleure solution quant à la calibration de l'essai par rapport à la réalité industrielle. Les courbes de refroidissement acquises sur l'éprouvette refroidie par un

montage par rapport à celles acquises sur les blocs de référence concordent jusqu'à une température de 130°C, mais en deçà de cette température, l'éprouvette GBOP refroidit plus rapidement. Le problème est qu'à cette température, le changement de phase n'est pas terminé. Alors une vitesse de refroidissement plus rapide aura certainement un impact sur la fragilisation par hydrogène et possiblement sur la fragilité de la microstructure augmentant la sensibilité à la fissuration à froid et rendant l'essai trop sévère. Il aurait peut-être été préférable de simplement utiliser des éprouvettes plus imposantes.

Aussi, des fissures ont été observées dans le métal de base. Le fait de réutiliser les éprouvettes plusieurs fois ne semble pas être une bonne idée puisque même si la microstructure a été restaurée par une trempe et un revenu, les défauts comme les fissures restent présents dans le métal de base. Si ces défauts ne sont pas refondus, ils peuvent agir sur l'amorçage de fissures et sur la condition de bridage. Il aurait été intéressant de vérifier si la température de trempe utilisée pour cette étude (950°C) était suffisante pour remettre en solution les carbures de chrome. Si ce n'est pas le cas, une des hypothèses expliquant la présence de ces fissures pourrait être relative aux nombreux traitements thermiques et à la réalisation de nombreuses soudures qui auraient possiblement eu un effet sur la fragilisation du métal de base en faisant précipiter des carbures de chrome aux joints de grains. Une seconde hypothèse pourrait simplement relier ces fissures au phénomène de fissuration à froid puisque le soudage répété de l'éprouvette a peut-être laissé plusieurs hétérogénéités à la racine des soudures précédentes. L'utilisation d'une éprouvette semblable à celle utilisée par Pitrun (Pitrun et Nolan, 2006) et présentée à la Figure 4.2 aurait peut-être permis de régler le problème. Cette configuration permet de déposer jusqu'à 8 cordons d'essai (sur les deux côtés de l'éprouvette) sans jamais souder deux fois au même endroit.

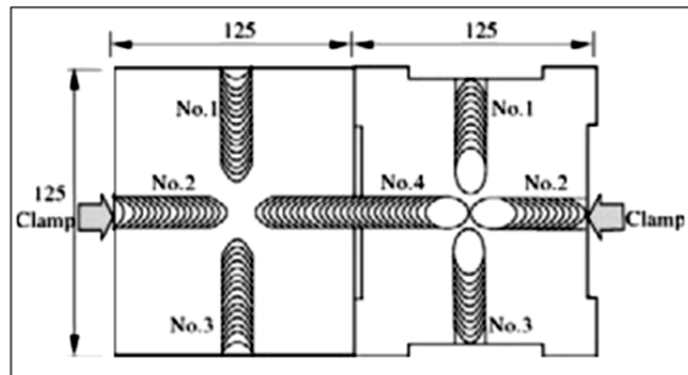


Figure 4.2 Éprouvette d'essai GBOP modifiée afin de pouvoir y déposer plusieurs soudures. Tirée de (Pitrun et Nolan, 2006)

4.2.2 Discussion sur l'inspection des éprouvettes GBOP

Les faciès de rupture obtenus à partir de l'essai GBOP montrent l'amorçage multiple de fissures. Le comportement de l'essai, utilisé avec les produits d'apport de type 410NiMo, ne correspond pas au cas classique présenté à la Figure 4.3.

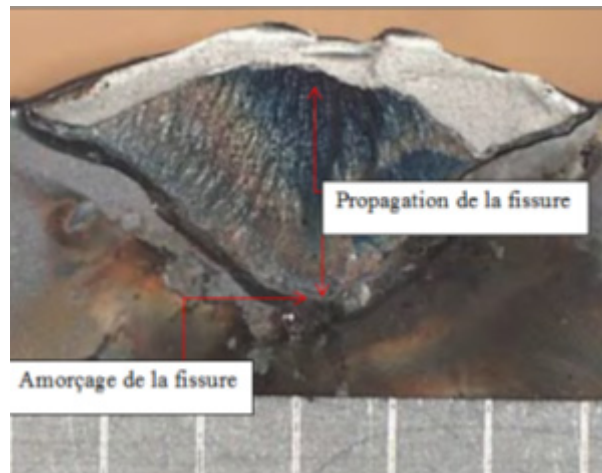


Figure 4.3 Faciès de rupture typique retrouvé lors du soudage de l'essai GBOP tirée de www.cnst.org

Habituellement, lors de la réalisation de l'essai GBOP, la fissure s'initie en racine et se propage sur l'épaisseur du cordon. Par contre, les surfaces de ruptures obtenues à partir des essais réalisés avec un fil fourré montrent des petites zones clivées distribuées aléatoirement, toutefois en plus grande quantité au centre du premier cordon. Généralement, ces fissures ne se propagent pas. Ceci pourrait s'expliquer par le fait que plusieurs fissures s'amorcent simultanément provoquant un relâchement au niveau des contraintes résiduelles (Matsuda et al., 1979) empêchant leur propagation.

Ce comportement nous force à réfléchir sur la méthode utilisée pour la séparation de l'éprouvette. La flexion est une méthode adéquate lorsque la fissure s'initie à la racine de la soudure puisque l'effort de tension généré à la racine ne fait que la propager. Toutefois, dans la présente situation, l'effort devait aussi initier la fissure. Il a été remarqué que cette fissure s'amorçait généralement à l'intersection du cordon et de la face centrale des blocs de l'éprouvette, comme le montre la Figure 4.4. Or, selon l'orientation de ces amorces, il pourrait être possible que le parcours de la fissure de séparation des blocs ne suive pas le chemin optimal permettant de mettre en valeur la totalité des fissures provenant de la fissuration à froid. Il aurait été intéressant d'essayer une méthode alternative telle que la traction. En flexion, la contrainte nominale maximale se trouve à la racine de la soudure tandis que la traction génère une contrainte nominale plus ou moins uniforme sur sa section. Avec cette nouvelle méthode, il aurait sans doute été possible de propager les fissures déjà existantes et ainsi obtenir des faciès de rupture plus représentatifs de la situation réelle au niveau de la fissuration de l'éprouvette.

Ce comportement devra être considéré lors du choix du critère d'acceptation de l'essai. L'hypothèse mentionnant que l'amorçage multiple de fissure occasionnait un relâchement des contraintes résiduelles qui empêche la propagation de ces mêmes fissures a déjà été mentionnée. Ce phénomène fait en sorte que le ratio de fissuration des éprouvettes GBOP reste très bas malgré la présence de multiples fissures. Le critère retenu devra être suffisamment bas pour tenir compte de cette réalité.

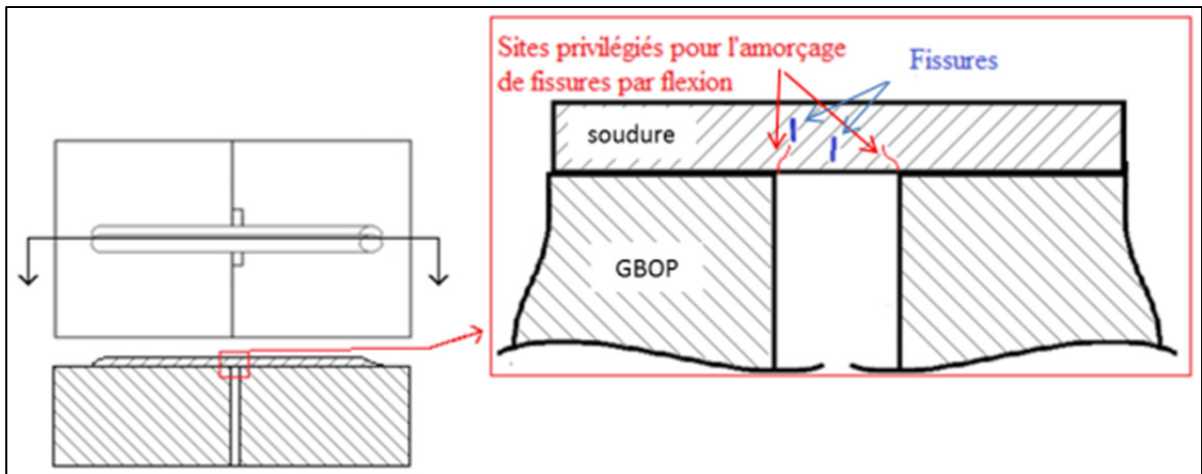


Figure 4.4 Positions typiques d'initiation des fissures lors de la séparation de l'éprouvette

4.2.3 Discussion des résultats issus de l'essai GBOP

Lors de la réalisation de l'essai GBOP, l'ajout d'un deuxième cordon avait pour objectif de mettre le premier sous tension et le faire fissurer. L'inversion des contraintes a été démontrée par la méthode des contours et les résultats des essais GBOP faits au GMAW montrent l'efficacité d'une telle méthode. Les fissures issues de ces essais étaient toutes situées dans les premiers cordons.

Par contre, les essais réalisés au FCAW ont montré des fissures dans le deuxième cordon, censé être en compression. La principale différence entre les deux procédés est au niveau de la métallurgie. Les métallographies des soudures FCAW montraient des hétérogénéités microstructurales. Ces zones seront décrites à la section 4.3.

L'étude de la diffusion de l'hydrogène représente une autre limitation de cette étude. Les faciès de rupture issus de l'essai GBOP possédaient tous un point commun. Les zones clivées montraient toutes la présence d'œil de poisson, phénomène associé à un problème d'hydrogène diffusible. La Figure 4.5 en est un exemple. Or les résultats des essais d'hydrogène diffusible montrent que l'hydrogène contenu dans le produit d'apport est très

bas, donc la fragilisation de la soudure par l'hydrogène ne devrait pas avoir lieu. Il aurait été intéressant d'étudier la diffusion de l'hydrogène dans les alliages de type 410NiMo et surtout l'impact de la température de la transformation de phase sur les risques de fragilisation par hydrogène.

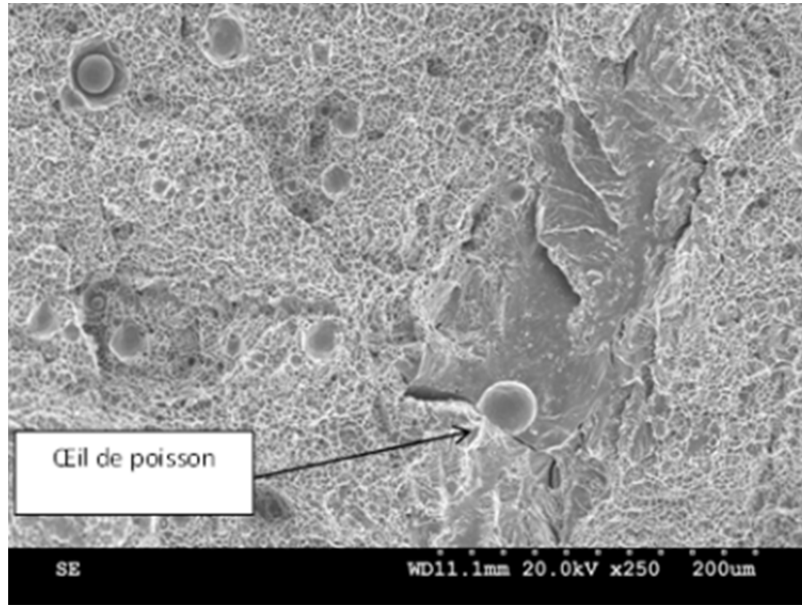


Figure 4.5 Surface de rupture provenant d'une éprouvette soudée avec le produit Hobart Brothers à 1940 J/mm avec un préchauffage à 200°C

L'étude de l'effet du revenu d'entrepasse sur les risques d'apparition de fissures aurait aussi permis d'augmenter la compréhension du phénomène de fissuration à froid dans les aciers inoxydables martensitiques. Il a été mentionné à la section 3.6 que les résultats des essais GBOP montraient une zone sans fissure dans la zone de la première soudure correspondant à la ZAT du deuxième cordon. Il aurait été intéressant de comprendre pourquoi cette zone reste sans fissure. Est-ce que l'apparition d'austénite de réversion dans cette zone joue un rôle dans la réduction des risques de fissuration? Le fait que les contraintes résiduelles soient plus faibles (Figure 3.13) devrait aussi contribuer à réduire la sensibilité à la fissuration. Ces

contraintes sont réduites grâce à la température élevée atteinte dans la ZAT et qui permet un relâchement des contraintes par fluage.

4.3 Effet du produit d'apport sur les risques de fissuration

Les différents essais ont démontré qu'un changement du produit d'apport ne permet pas la diminution de la température de préchauffage. Le fil fourré provenant de la compagnie Esab a montré les mêmes besoins en préchauffage que le produit fourni par Hobart Brothers. De plus, les deux produits ont démontré les mêmes problèmes de fusion des éléments d'alliages contenus dans le flux notamment le chrome. Certaines de ces zones semblent avoir une température de solidification plus basse que le restant de la matrice.

Pour en revenir au problème de fusion du chrome, comme il a déjà été discuté, le problème viendrait de la densité de la particule. À cause de sa forte densité par rapport au métal liquide, la particule ne fond pas totalement dans l'arc et tombe au fond du bain de fusion au lieu de flotter dans le liquide. Ce comportement fait en sorte que cette particule ne se désagrège que partiellement et crée des zones enrichies en chrome. Lorsque l'énergie de soudage est plus importante ($>1000\text{J/mm}$) ces zones semblent concentrées au fond du bain de fusion. Cependant, des énergies de soudage plus basses permettent une « homogénéisation » de ces zones sur l'ensemble de la section de la soudure, permettant une meilleure répartition des « défauts » ce qui semble réduire la sensibilité à la fissuration de la zone fondue.

L'enrichissement en chrome tend à former de fortes concentrations de ferrite allotriomorphe et même des îlots de phases différentes de la martensite, provoquant une décohésion de la matrice. Deux exemples de zones hétérogènes ont été montrés à la Figure 3.16, et quatre autres à la Figure 4.6. Quelques liens entre ces zones et le faciès de rupture ont été faits, à la section 3.6.

Il aurait été intéressant d'approfondir l'étude de l'impact des zones hétérogènes et de la ferrite δ aux joints de grains sur la sensibilité à la fissuration à froid des alliages 410NiMo. Ces zones ne subissent pas d'expansion volumique, alors quel impact cela pourrait avoir sur leurs contraintes résiduelles? Et l'enrichissement en chrome provoque une réduction de la température de solidification de l'alliage (voir diagramme fer-chrome, Figure 1.1). Donc ces zones restent liquide plus longtemps que le restant de la soudure. Serait-il possible que certains éléments d'alliage ou que de l'hydrogène diffuse de la phase solide à la phase liquide? Est-ce qu'il pourrait s'agir de pièges à hydrogène? Est-ce qu'il y aurait possibilité de voir apparaître des problèmes de retassures? De nombreuses questions restent sans réponse.

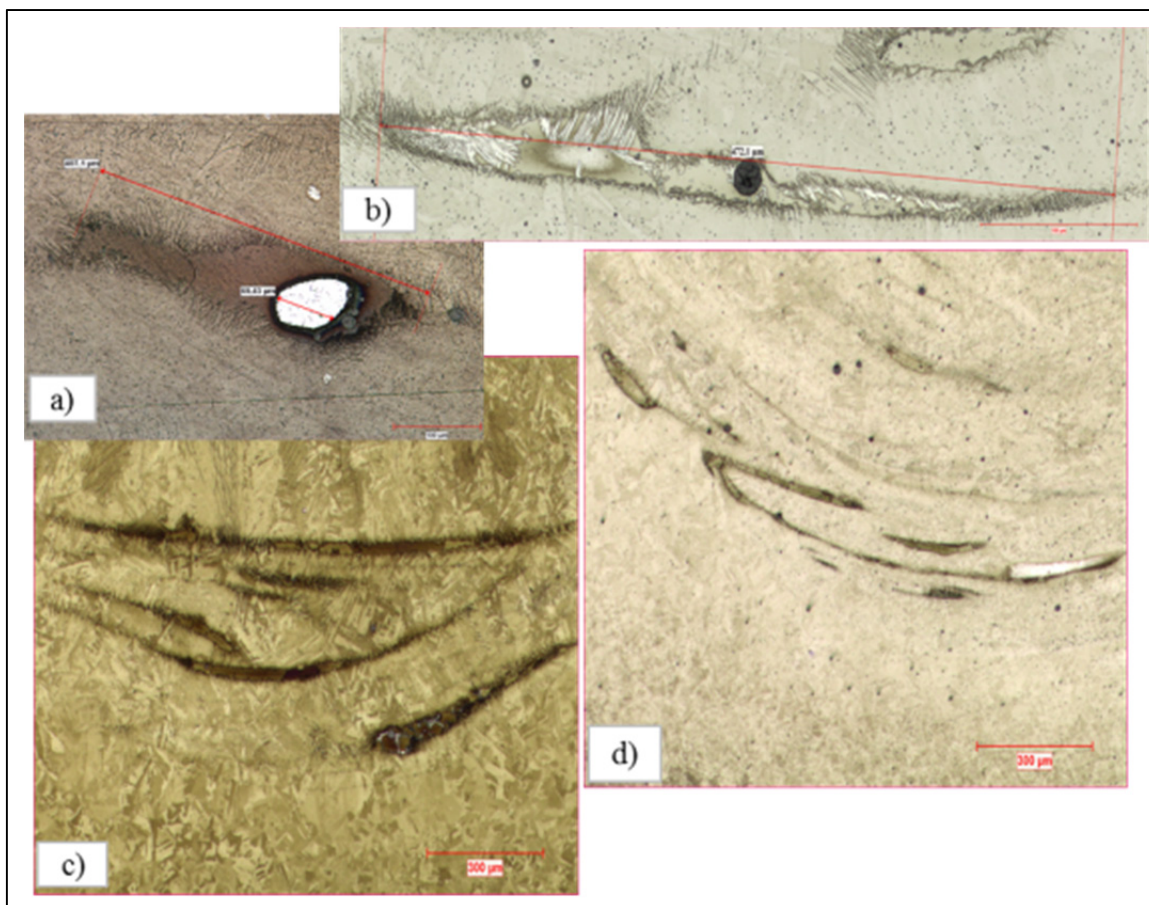


Figure 4.6 Exemples d'hétérogénéités retrouvées dans la zone fondue des soudures faites avec le produit d'apport Hobart Brothers : a) inclusion de chrome, b) hétérogénéité retrouvée sur une coupe longitudinale, c) et d) hétérogénéités retrouvées sur des coupes transversales

De brefs essais ont permis de voir qu'une légère oscillation de la torche permettrait une réduction de ces inclusions, mais des manipulations plus poussées devraient être faites afin de confirmer cette affirmation.

Le changement de produit d'apport pour un fil plein ne semble pas être une solution viable à la réduction de la sensibilité à la fissuration à froid du dépôt soudé. Les essais GBOP réalisés au GMAW indiquent que l'utilisation du fil plein ne change en rien la demande en préchauffage.

CONCLUSIONS

Le but de cette étude était de déterminer une méthode d'essai qui permettait d'évaluer la sensibilité à la fissuration à froid des aciers inoxydables martensitiques. Dû aux conditions particulières associées au soudage des aciers à basse température de transformation et à leur expansion volumique provenant du changement de phase, le choix de l'essai de fissuration doit être fait consciencieusement afin de créer des conditions de sévérité menant à des résultats cohérents avec les observations industrielles.

Il a été démontré dans des études précédentes que les contraintes résiduelles longitudinales de tension étaient beaucoup plus importantes que les contraintes résiduelles transversales dans les dépôts multipasses. Donc, l'essai de fissuration devait tenir compte de cette réalité. C'est pourquoi l'essai GBOP a été considéré pour évaluer le risque de fissuration à froid des aciers inoxydables de type 13%Cr-4%Ni. L'essai a aussi été comparé à l'essai Tekken, considéré sévère à cause de son effet d'entaille en fond de chanfrein et de son fort bridage transversal. Il est utilisé dans de nombreuses études afin d'évaluer la sensibilité à la fissuration des produits d'apport LTT («Low Transformation Temperature»).

Cette étude a montré que les résultats obtenus à partir de l'essai Tekken ne sont pas conséquents avec les modes opératoires de soudage présentement utilisés en industrie. Les faibles contraintes résiduelles transversales réduisent la sévérité de l'essai ce qui tend à sous-estimer les précautions à prendre afin d'éviter les risques de fissuration à froid. Considérant cette réalité, différentes configurations de joint ont été essayées afin d'augmenter la contrainte de tension à la racine de la soudure d'essai. Cependant, aucune de ces modifications n'a mené à la fissuration de l'éprouvette.

Contrairement à l'essai Tekken, l'orientation de l'entaille de l'essai GBOP est perpendiculaire à la soudure. Sous l'effet de contraintes longitudinales de tension élevées, elle favorise la fissuration de l'éprouvette transversalement au cordon. Lorsque réalisé selon

la norme, l'essai présente des résultats non représentatifs de la réalité industrielle. Par contre l'ajout d'un deuxième cordon de soudure qui chevauche la soudure d'essai, a donné de bons résultats. En utilisant un montage de refroidissement permettant d'atteindre des cycles thermiques comparables à ceux que l'on retrouverait lors du soudage de pièce massive, il a été possible d'obtenir des fissures même à des températures de préchauffage supérieures à 100°C. Ce comportement permet d'utiliser l'essai GBOP comme outil comparatif pour évaluer les risques de fissuration à froid des aciers 13%Cr-4%Ni.

La méthode des contours a été utilisée pour mesurer les contraintes résiduelles présentes dans l'essai GBOP. Deux éprouvettes sur lesquelles ont été déposés respectivement un cordon et deux cordons de soudure ont été étudiées. Il a ainsi été possible d'observer dans le premier cordon, l'inversion des contraintes de l'état de compression à l'état de tension. De plus, il a été possible de voir que les zones de concentration de contrainte sur le pourtour du premier cordon subissaient une plastification, laissant un état de contraintes final très bas et même en compression. Donc, la contrainte maximale était au centre du premier cordon de soudure.

La disposition des fissures sur les faciès de ruptures est bien particulière. Habituellement, l'essai GBOP produit des fissures qui s'amorcent à la racine de la soudure et qui se propagent sur l'épaisseur du cordon. Cependant, dans le cadre de cette étude, les faciès de ruptures issus de l'essai montraient des amorces multiples de fissures, distribuées aléatoirement sur la surface. Des fissures étaient aussi présentes dans la soudure en compression, pour les essais réalisés au FCAW. Une hypothèse a été émise, basée sur les observations des faciès de rupture et les hétérogénéités métallurgiques retrouvées dans les dépôts soudés, cependant il aurait été intéressant d'approfondir ce sujet.

Finalement, les essais ont montré que le changement de métal d'apport ne permettait pas la réduction de la température de préchauffage. Le produit d'apport FCAW fait par ESAB montre les mêmes hétérogénéités que le fil Hobart. Le produit d'apport GMAW pourtant réputé pour son faible taux d'hydrogène diffusible n'a pas fait mieux. Pourtant, les faciès de

rupture présentent des zones de fragilisation par hydrogène. Il serait pertinent, dans le cadre de travaux futurs, d'étudier la diffusion de l'hydrogène dans les dépôts soudés et l'impact de la température de transformation de phase sur les risques de fragilisation par hydrogène.

RECOMMANDATIONS

Il a été démontré au chapitre 4 que l'essai de fissuration pourrait être amélioré. Il faudrait éviter de souder les pièces plusieurs fois au même endroit. L'utilisation d'une éprouvette comme celle présentée à la Figure 4.2 permet d'optimiser l'utilisation du matériel sans transgresser la précédente recommandation. Une seconde modification de l'essai consisterait à utiliser des éprouvettes plus grosses afin d'obtenir des cycles thermiques comparables à ceux observés industriellement, et ce, sans avoir à utiliser un montage de refroidissement. Finalement, il a été suggéré d'essayer d'utiliser un effort de traction plutôt qu'un effort de flexion pour rompre l'éprouvette. Cette méthode pourrait permettre la propagation des fissures déjà présentes dans l'éprouvette avant la séparation. Les faciès de rupture ainsi obtenus pourraient être plus représentatifs de la situation réelle au niveau des fissures contenues dans la soudure.

ANNEXE I

Paramètres de soudage des essais préliminaires

Tableau-A I-1 Paramètres de soudage des trois premiers essais Tekken

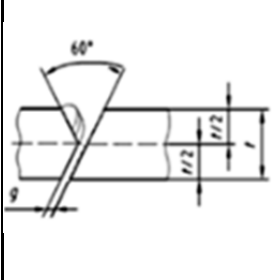
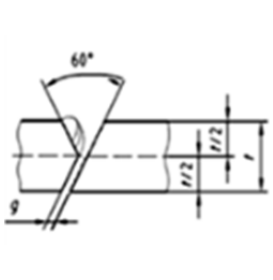
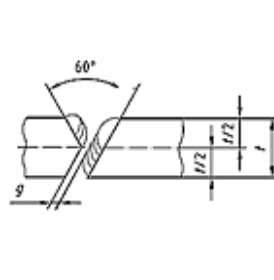
			
	Soudage Tekken 1	Soudage Tekken 2	Soudage Tekken 3
Taux de dépôt	3,0 kg/h	4,5 kg/h	4,0 kg/h
Vitesse de dévidage	-	106,3 mm/min	94,5 mm/min
Courant	190,0 A	248,0 A	233,0 A
Tension	25,5 V	27,2 V	27,0 V
Vitesse avance	9,0 mm/s	6,0 mm/s	6,0 mm/s
Longueur de fil sorti	20,0 mm	20,0 mm	20,0 mm
Gaz	15%CO ₂	15%CO ₂	15%CO ₂
Angle transverse	0°	0°	0°
Angle longitudinal	0°	0°	0°
Énergie linéaire	538.3 J/mm	1124.3 J/mm	1048.5 J/mm

Tableau-A I-2 Paramètres de soudage pour la réalisation du beurrage des trois premiers essais Tekken

	Beurrage Tekken 1	Beurrage Tekken 2	Beurrage Tekken 3
Taux de dépôt	3,0 kg/h	3,0 kg/h	3,0 kg/h
Courant	190,0 A	190,0 A	190,0 A
Tension	25,5 V	25,5 V	25,5 V
Vitesse avance	9,0 mm/s	9,0 mm/s	9,0 mm/s
Longueur de fil sorti	20,0 mm	20,0 mm	20,0 mm
Gaz	15%CO ₂	15%CO ₂	15%CO ₂
Angle transverse	0°	0°	0°
Angle longitudinal	0°	0°	0°
nombre de passes	2	3	3
Énergie linéaire	538,3 J/mm	538,3 J/mm	538,3 J/mm

Tableau-A I-3 Paramètres de soudage des essais Tekken numéro 4-5-6

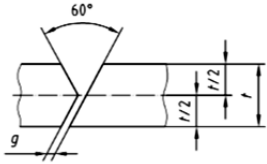
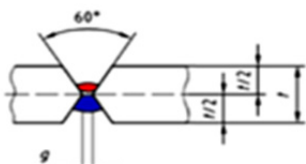
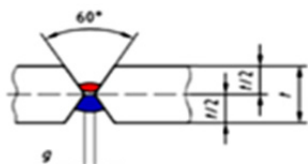
			
	Soudage Tekken 4	Soudage Tekken 5 Cordons 1 et 2	Soudage Tekken 6 Cordons 1 et 2
Taux de dépôt	4,5 kg/h	3,5 kg/h	4,5 kg/h
Vitesse de dévidage	106,3 mm/min	153,3 mm/min	106,3 mm/min
Courant	248,0 A	305,0 A	248,7 A
Tension	27,2 V	27,2 V	27,2 V
Vitesse avance	6,0 mm/s	6,0 mm/s	6,0 mm/s
Longueur de fil sorti	20,0 mm	20,0 mm	20,0 mm
Gaz	15%CO ₂	15%CO ₂	15%CO ₂
Angle transverse	0°	0°	0°
Angle longitudinal	0°	0°	0°
Énergie linéaire	1124,3 J/mm	1719,0 J/mm	1127,4 J/mm
		Essai pulsé	

Tableau-A I-4 Paramètres de soudage utilisés pour les essais Tekken 7-8-9

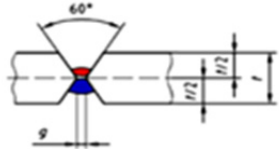
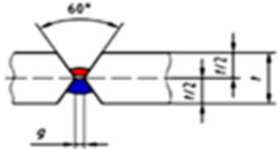
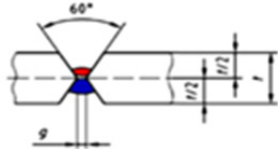
			
	Soudage Tekken 7 Cordons 1 et 2	Soudage Tekken 8 Cordon 1 (rouge)	Soudage Tekken 9 Cordon 1 (rouge)
Taux de dépôt	4,5 kg/h	4,5 kg/h	4,5 kg/h
Vitesse de dévidage	106,3 mm/min	106,3 mm/min	106,3 mm/min
Courant	248,7 A	248,7 A	248,7 A
Tension	27,2 V	27,2 V	27,2 V
Vitesse avance	6,0 mm/s	6,0 mm/s	6,0 mm/s
Longueur de fil sorti	20,0 mm	20,0 mm	20,0 mm
Gaz	15%CO ₂	15%CO ₂	15%CO ₂
Angle transverse	0°	0°	0°
Angle longitudinal	0°	0°	0°
Énergie linéaire	1127,4 J/mm	1127,4 J/mm	1127,4 J/mm

Tableau-A I-5 Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation du deuxième cordon des essais Tekken 8 et 9

	Soudage Tekken 8 Cordon 2 (bleu)	Soudage Tekken 9 Cordon 2 (bleu)
Taux de dépôt	7,0 kg/h	7,0 kg/h
Vitesse de dévidage	165,3 mm/min	165,3 mm/min
Courant	327,0 A	327,0 A
Tension	31,0 V	31,0 V
Vitesse avance	6,0 mm/s	6,0 mm/s
Longueur de fil sorti	20,0 mm	20,0 mm
Gaz	15%CO ₂	15%CO ₂
Angle transverse	0°	0°
Angle longitudinal	0°	0°
Énergie linéaire	1689,5 J/mm	1689,5 J/mm

Tableau-A I-6 Paramètres de soudage utilisés
pour l'essai Tekken 10

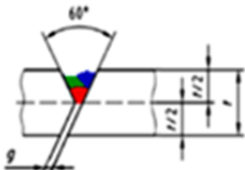
	
Soudage Tekken 10	
Taux de dépôt	4,5 kg/h
Vitesse de dévidage	203,4 mm/min
Courant	212,4 A
Tension	30,5V
Vitesse avance	6,0 mm/s
Longueur de fil sorti	20,0 mm
Gaz	15%CO ₂
Angle transverse	0°
Angle longitudinal	0°
Énergie linéaire	1079,7 J/mm

Tableau-A I-7 Paramètres de soudage du premier essai GBOP préliminaire

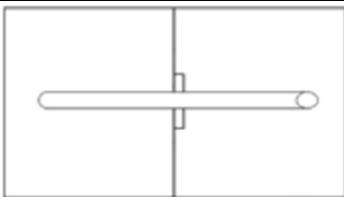

	
Soudage GBOP essai préliminaire 1	
Taux de dépôt	4,5 kg/h
Vitesse de dévidage	106,6 mm/min
Courant	243,5 A
Tension	27,2 V
Vitesse avance	6,5 mm/s
Longueur de fil sorti	20,0 mm
Gaz	25%CO ₂
Angle transverse	0°
Angle longitudinal	0°
Énergie linéaire	1019,0 J/mm

Tableau-A I-8 Paramètres de soudage du deuxième essai GBOP
préliminaire

		
	Soudage GBOP essai préliminaire 2 1^{er} cordon	Soudage GBOP essai préliminaire 2 2^e cordon
Taux de dépôt	4,5 kg/h	6,0 kg/h
Vitesse de dévidage	106,6 mm/min	155,2 mm/min
Courant	243,5 A	304,1 A
Tension	27,2 V	29,2 V
Vitesse avance	6,5 mm/s	6,5 mm/s
Longueur de fil sorti	20,0 mm	20,0 mm
Gaz	25%CO ₂	25%CO ₂
Angle transverse	0°	0°
Angle longitudinal	0°	0°
Énergie linéaire	1019,0 J/mm	1366,1 J/mm

ANNEXE II

Paramètres de soudage des essais GBOP réalisés pour la recherche du domaine de soudabilité

Tableau-A II-1 Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation de l'essai GBOP (séries 2 à 5)

GBOP	Série 2	Série 3	Série 4	Série 5
Vitesse d'avance:	4,5 mm/s	4.5 mm/s	6,0 mm/s	4,5 mm/s
Taux de dépôt	4,1 kg/h	6,0 kg/h	4,1 kg/h	4,1 kg/h
Vitesse de fil	95,6 mm/s	141,7 mm/s	95,6 mm/s	95,6 mm/s
débit de gaz	40 CFH	40 CFH	40 CFH	40 CFH
type de gaz	25% CO ₂	25% CO ₂	25% CO ₂	25% CO ₂
angle longitudinal	0°	0°	0°	0°
angle transversal	0°	0°	0°	0°
trim	-2,6 V	1,2 V	-2,6 V	-2.6 V
Longueur de fil sorti	20,0 mm	20,0 mm	20,0 mm	20,0 mm
Courant	218,0 A	296,0 A	218,0 A	218,0 A
Tension	22,7 V	29,5 V	22,7 V	22,7 V
Énergie	1099,7 J/mm	1940,4 J/mm	824,8 J/mm	1099,7 J/mm
Fil	Hobart Brothers / FCAW	Hobart Brothers / FCAW	Hobart Brothers / FCAW	ESAB / FCAW

Tableau-A II-2 Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation de l'essai GBOP (séries 6 à 8)

GBOP	Série 6	Série 7	Série 8
Vitesse d'avance:	4,5 mm/s	4.5 mm/s	4,5 mm/s
Taux de dépôt	3,8 kg/h	5,5 kg/h	6,0 kg/h
Vitesse de fil	153,4 mm/s	224,9 mm/s	141,7 mm/s
débit de gaz	40 CFH	40 CFH	40 CFH
type de gaz	25% CO ₂	25% CO ₂	25% CO ₂
angle longitudinal	0°	0°	0°
angle transversal	0°	0°	0°
trim	4,0 V	4,0 V	1,2 V
Longueur de fil sorti	20,0 mm	20,0 mm	20,0 mm
Courant	212,0 A	277,6 A	339,6 A
Tension	25,9 V	30,5 V	29,5 V
Énergie	1221,3 J/mm	1881,5 J/mm	2226,3 J/mm
Fil	Hobart Brothers / FCAW	Hobart Brothers / FCAW	Hobart Brothers / FCAW

Tableau-A II-3 Paramètres de soudage utilisés pour la réalisation de l'essai d'hydrogène diffusible et du soudage du bloc de référence

Essai	Hydrogène diffusible	Bloc de référence
Vitesse d'avance:	6,5 mm/s	4.5 mm/s
Taux de dépôt	3,5 kg/h	4,1 kg/h
Vitesse de fil	-	96 mm/s
débit de gaz	40 CFH	40 CFH
type de gaz	25% CO ₂	25% CO ₂
angle longitudinal	0°	0°
angle transversal	0°	0°
trim	-	-2,6 V
Longueur de fil sorti	20,0 mm	20,0 mm
Courant	210,8 A	218,0 A
Tension	26,0 V	22,7 V
Énergie	843,2 J/mm	1099,7 J/mm
Fil	Hobart Brothers / FCAW	Hobart Brothers / FCAW

ANNEXE III



Figure-A III-1 Résultat d'un essai d'émission acoustique sur une éprouvette GBOP et surfaces de rupture de cette même éprouvette. Soudure faite sans préchauffage et avec montage de refroidissement

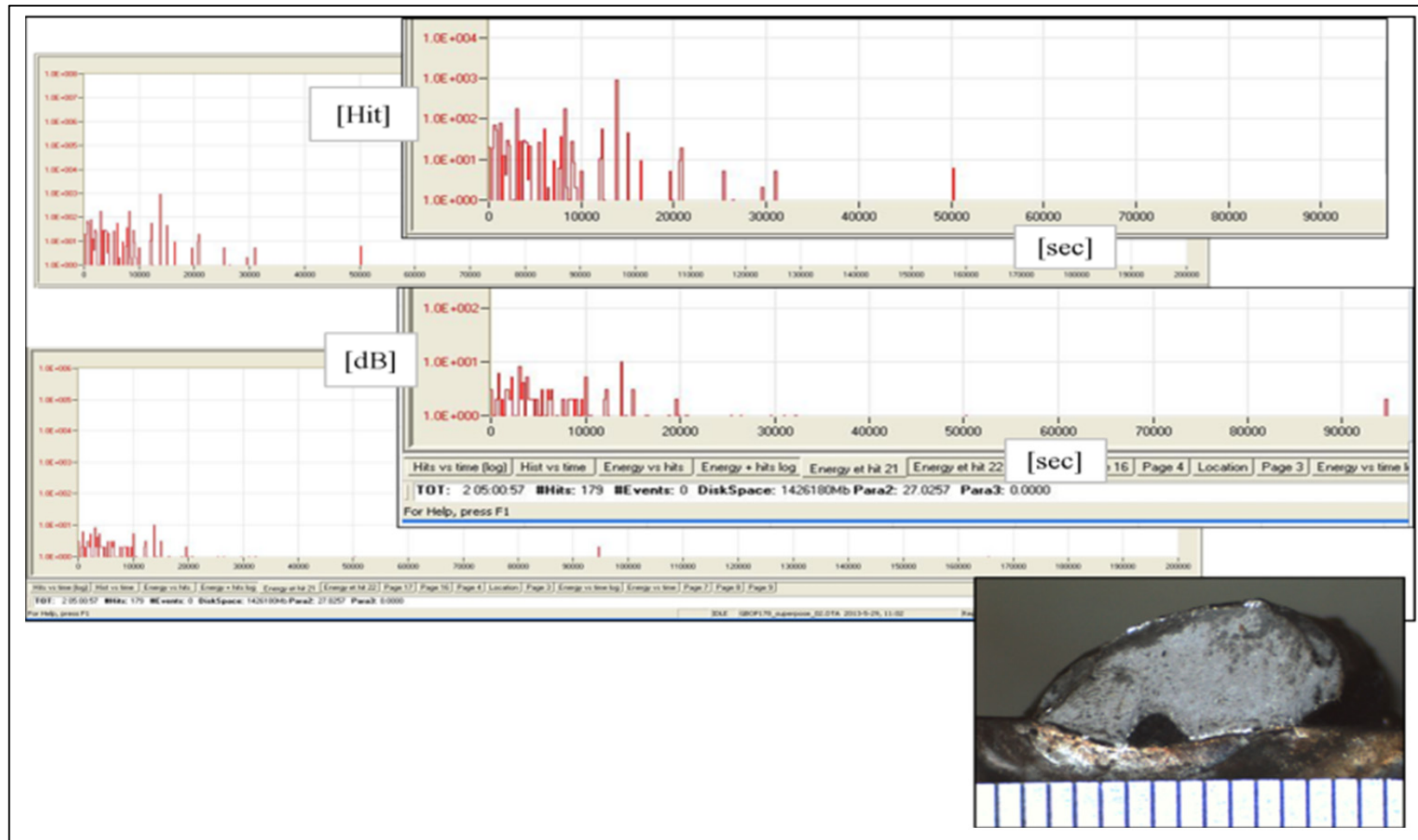


Figure-A III-2 Résultat d'un essai d'émission acoustique sur une éprouvette GBOP et surfaces de rupture de cette même éprouvette. Soudure faite avec préchauffage à 178°C et sans montage de refroidissement

LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Akselsen, O.M. 2005. Evolution of Residual Stresses in Welding of Supermartensitic 13%Cr Stainless steels.) *Proceeding of the international offshore and polar engineering conference*. Trondheim, Norvège, SINTF Materials and chemistry applied Mechanics and Corrosion.
- Akselsen, O.M., Rorvik, G., Kvaale, P.E. & Van Der Eijk, C. 2004. Microstructure-Property Relationships in HAZ of New 13% Cr Martensitic Stainless Steels. *Welding Research*, 8.
- Alcantar, N.G. & Rogerson, J.H. 1984. A Prediction Diagram for Preventing Hydrogen-Assisted Cracking in Weld Metal. *Welding journal*, **63**, 7.
- American Welding Society. 2007. AWS B4.0 Standard Methodes for Mechanical Testing of Welds. Miami, FL. 154
- Bhadeshia, H. & Honeycombe, R. 2006. *Steels - Microstructure and Properties*, Elsevier.
- Bhadeshia, H.K.D.H. 2004. Developments in Martensitic and Bainitic Steels: Role of The Shape Deformation. *Materials Science and Engineering*, **A378**, 11.
- Birnbaum, H.K. 1989. Mechanisms of hydrogen related fracture of metals.) Illinois, USA, University of Illinois at Urbana Champaign Materials research laboratory.
- Brachet, J.-C., Gavard, L., Boussidan, C., Lepoittevin, C., Denis, S. & Servant, C. 1998. Modelling of phase transformations occurring in low activation martensitic steels.
- Brass, A.-M., Chêne, J. & Coudreuse, L. 2000. Fragilisation des aciers par l'hydrogène: mécanismes. *Technique de l'ingénieur*, 12.
- Brofman, P.J. & Ansell, G.S. 1983. On the Effect of Fine Grain Size on the Ms Temperature in Fe-27Ni-O.025C Alloys. *Metallurgical Transactions* **14A**, 3.
- Çam, G., Özdemir, O. & Koçak, M. 2010. Progress in Low Transformation Temperature (LTT) iller Wires: Review.) *63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding*. Istanbul, Turquie.

Carrouge, D. 2002. Transformations in Supermartensitic Stainless Steels. PhD. Cambridge, UK. Université de Cambridge. 185

Centre Européen de Normalisation 2005. Essais destructifs des soudures sur matériaux métalliques; Essais de fissuration à froid des assemblages soudés; Procédés de soudage à l'arc. Essais sur éprouvette auto-bridée. 24

Chatterjee, S. & Bhadeshia, H.K.D.H. 2006. TRIP-assisted steels: cracking of high-carbon martensite. *Materials Science and Technology*, **22**, 645-649.

Côté, M. 2007. Etude des cinétiques de transformation de phase d'un acier inoxydable martensitique 13%chrome-4%nickel. M.Ing. Canada. Ecole de Technologie Supérieure (Canada).

Debiez, S. 1984. Détermination des conditions de soudage des aciers faiblement alliés pour prévenir le risque de fissuration à froid.) Paris, France, Institut de Soudure.

Fang, C.-K., Kannatey-Asibu, E., Barber, J. & Barber, J.R. 1995. Acoustic Emission Investigation of Cold Cracking in Gas Metal Arc Welding of AISI 4340 Steel. *Welding Journal*, 8.

Goldak, J., Chakravarti, A. & Bibby, M. 1984. A New Finite Element Model for Welding Heat Source. *Metallurgical Transactions*, **15B**, 7.

Graville, B.A. 1975. *The Principles of Cold Cracking Control in Welds*, Montreal.

Hacini, L. 2009. Etude des effets du martelage répétitif sur les contraintes résiduelles. 112.

Harwig, D.D., Longenecker, D.P. & Cruz, J.H. 1999. Effects of Welding Parameters and Electrode Atmospheric Exposure on the Diffusible Hydrogen Content of Gas Shielded Flux Cored Arc Welds. *Welding Journal*, **78**, 7.

IIW 2006. Résumé Fromation IWE / IWT 2005/2006.), International Institute of Welding.

International Standard. 2005. ISO17642-2 Destructive Tests on Welds in Metallic Materials - Cold Cracking Tests for Weldments - Arc Welding Processes. Part 2: Self-restraint Tests. Swiss.

- Kajiwara, S. 1992. Mechanism of Isothermal Martensitic Transformation. *Materials Transaction*, **22**, 8.
- Kakeshita, T. & Fukuda, T. 2009. Effects of magnetic field on martensitic transformations. *Journal of Physics: Conference Series*, **165**.
- Kakeshita, T., Nam, J.-m. & Fukuda, T. 2011. Kinetics of martensitic transformations in magnetic field or under hydrostatic pressure. *Science and Technology of Advanced Materials*, **12**.
- Kakeshita, T. & Shimizu, K. 1997. Effects of Hydrostatic Pressure on Martensitic Transformations. *Materials Transaction*, **38**, 14.
- Koistinen, D.P. & Marburger, R.E. 1959. A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels. *Acta Metallurgica*, **7**, 2.
- Kotecki, D.J. 2006. Question and Answer. *Welding journal*, 2.
- Kou, S. 2003. Post-Solidification Phase Transformations. In: JOHN WILEY & SONS, I. (Ed.) *Welding Metallurgy*.
- Kromm, A. 2011. Exploring the Interaction of Phase Transformation and Residual Stress During Welding by Synchrotron Diffraction.) Berlin, Germany, BAM Federal Institute for Materials Research and Testing.
- Kromm, A. & Kannengiesser, T. 2011. Characterizing Phase Transformations of Different LTT Alloys and Their Effect on Residual Stresses and Cold Cracking. *Welding in the world*, **55**, 9.
- Kromm, A., Kannengiesser, T., Altenkirch, J. & Gibmeier, J. 2011. Residual Stresses in Multilayer welds with Different Martensitic Transformation Temperatures Analyzed by High-Energy Synchrotron Diffraction. *Materials Science Forum*, **681**, 6.
- Kuroda, T. & Nakade, K. 2008. Behavior of Hydrogen in Super Duplex Stainless Steels. *Transactions of JWRI*, **37**, 6.

Laboratory, L.A.N. 2012. The Contour Method for Measuring Residual Stress.) Los Alamos, New Mexico.

Lévesque, J.-B. 2010. Développement d'une méthode de calcul des contraintes résiduelles pour la méthode des contours et mesures expérimentales des contraintes résiduelles de joints soudés en T sous l'influence du bridage.) Montréal, École de Technologie Supérieure.

Lippold, J.C.K., Damian J 2005. Martensitic Stainless Steels. In: JOHN WILEY & SONS, I. (Ed.) *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*

Matsuda, F., Nakagawa, H. & Shinozaki, K. 1979. The LB-TRC Test for Cold Crack Susceptibility of Weld Metal for High Strength Steels. *Transactions of JWRI*, **8**, 7.

Matsuda, F., Nakagawa, H., Shinozaki, K. & Kihara, H. 1984. Evaluation of Transformation Expansion and its Beneficial Effect on Cold Crack Susceptibility Using y-Slit crack Test Instrumented with Strain Gauge. *Transactions of JWRI*, **13**, 9.

Mcguire, M.F. 2008. Martensitic Stainless Steels. In: PARK, M. (Ed.) *Stainless Steels for Design Engineers*. Ohio, USA, ASM International.

Michel, A. 2006. Pièce mécaniques soudées. *Technique de l'ingénieur*, 23.

Michel, A. 2007. Pièces mécaniques soudées - Traitements thermiques et mécaniques. *Technique de l'ingénieur*.

Michel, A. 2011. Contraintes et déformation. In: APPLICATION, É. S. D. S. E. D. S. (Ed.) Yutz, France, Institut de Soudure.

Nitschke-Pagel, T. & Wohlfahrt, H. 2002. Residual Stresses in Welded Joints - Sources and Consequences. *Materials Science Forum*, **404-407**, 6.

Olden, V., Thaulow, C. & Johnsen, R. 2008. Modelling of hydrogen diffusion and hydrogen induced cracking in supermartensitic and duplex stainless steels. *Materials & Design*, **29**, 14.

- Oriani, R.A. 1978. Hydrogen Embrittlement of Steels. *Annual Review of Materials Science*, **8**, 327-357.
- Park, Y.D., Maroef, I.S., Landau, A. & Olson, D.L. 2002. Retained Austenite as a Hydrogen Trap in Steel Welds. *Welding journal*, **9**.
- Pitrun, M. & Nolan, D. 2006. Susceptibility of Low Strength Rutile Flux-Cored Weld Metal to Hydrogen Assisted Cold Cracking. *Welding in the world*, **50**, 14.
- Prime, M.B. 2001. Cross-Sectional Mapping of Residual Stresses by Measuring the Surface Contour After a Cut. *Journal of Engineering Materials and Technology*, **123**, 7.
- Roguin, P. 2009. Métallurgie du soudage des aciers.) Yutz, France, Institut de soudage.
- Rytirova, L. 2006. Etude de la degradation par l'hydrogène des aciers microalliés et duplex. Influence de la microstructure. PhD. République tchèque / France. Technical University Ostrava / Ecole Centrale Paris.
- Seo, J.S.K., H.J., Ryoo, H.S. 2008. Microstructural Parameter Controlling Weld Metal Cold Cracking. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **27**, 4.
- Shirzadi, A.A., Bhadeshia, H.K.D.H., Karlsson, L. & Withers, P.J. 2009. Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses. *Science and Technology of Welding and Joining*, **14**, 559-565.
- Song, J. & Curtin, W.A. 2011. A nanoscale mechanism of hydrogen embrittlement in metals. *Acta Materialia*, **59**, 1557-1569.
- Suutala, N., Takalo, T. & Moisio, T. 1980. Ferritic-Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds. *Metallurgical Transactions A*, **11A**, 9.
- Thibault, D. 2010. Contribution a l'etude du comportement en fatigue des aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni: Contraintes résiduelles de soudage et transformation sous contrainte de l'austénite de réversion. Ph.D. Canada. Ecole de Technologie Supérieure (Canada).

- Thibault, D., Bocher, P. & Thomas, M. 2009. Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, **209**, 2195-2202.
- Thibault, D., Bocher, P., Thomas, M., Gharghouri, M. & Côté, M. 2010. Residual stress characterization in low transformation temperature 13%Cr–4%Ni stainless steel weld by neutron diffraction and the contour method. *Materials Science and Engineering: A*, **527**, 6205-6210.
- Tsai, M.C., Chiou, C.S., Du, J.S. & Yang, J.R. 2002. Phase transformation in AISI 410 stainless steel. *Materials Science and Engineering*, **A332**, 10.
- Viyanit, E. 2005. Numerical Simulation of Hydrogen Assisted Cracking in Supermartensitic Stainless Steel Welds. Hambourg. Université de Hambourg. 228
- White, D., Pollard, G. & Gee, R. 1992. The Effect of Welding Parametes on Diffusible Hydrogen Levels in Cored Wire Welding. *Welding and Metal Fabrication*, **60**, 7.
- Yang, H. & Bhadeshia, H. 2009. Austenite grain size and the martensite-start temperature. *Scripta Materialia*, **60**, 493-495.
- Zinn, W. & Scholtes, B. 2002. Residual Stress Formation Processes During Welding and Jooining. In: INTERNATIONAL, A. (Ed.) *Handbook of Residual stress and deformation of Steel*.